

федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования

Тольяттинский государственный университет

Институт машиностроения

(наименование института полностью)

Кафедра «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

(наименование кафедры)

22.04.01 Материаловедение и технологии материалов

(код и наименование направления подготовки)

**«Сварка и пайка новых металлических и неметаллических
неорганических материалов»**

(наименование (профиль))

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

на тему: Исследование процессов наплавки алюминидов железа на
высоколегированные хромоникелевые стали

Студент

Д.О. Тарновский

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Научный руководитель

А.И. Ковтунов

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Консультанты

Т.А. Варенцова

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель магистерской
программы д.т.н., проф.

д.т.н., профессор, А.И. Ковтунов

(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

(ПОДПИСЬ)

« » 20 Г.

Допустить к защите

Заведующий кафедрой д.т.н., доцент, В.В. Ельцов

(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

(подпись)

«_____» _____ 20____ г.

Тольятти 2019

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1 Применение интерметаллидных сплавов для решения проблем возникающих на производстве	5
2 Свойства сплавов на основе системы Fe-Al.....	7
2.1 Анализ влияния легирующих элементов на интерметаллиды системы Fe-Al.....	15
3 Анализ и выбор способа формирования покрытия на основе системы железо-алюминий.....	21
3.1 Способы формирования износостойких покрытий на основе системы Fe-Al методом напыления	21
3.2 Способы формирования износостойких покрытий на основе системы Fe-Al методом алитирования	22
3.3 Способы формирования износостойких покрытий на основе системы Fe-Al методом наплавки	24
4 Применяемые наплавочные материалы.....	28
4.1 Анализ и выбор присадочного материала для формирования износостойких покрытий на основе системы Fe-Al	30
5 Методика проведения исследований	35
5.1 Методика исследования процессов аргонодуговой наплавки неплавящимся вольфрамовым электродом на основе системы Fe–А	35
5.2 Методика исследования химического состава наплавленных покрытий	40
5.3 Методика исследования механических свойств наплавленных покрытий	42
5.4 Методика исследования эксплуатационных свойств наплавленных покрытий	42
6 Результаты проведенных исследований	45
6.1 Результаты проведенных исследований наплавки присадочной проволокой СвА7	45
6.2 Результаты проведенных исследований наплавки присадочной проволокой СвАК5.....	56

6.3 Результаты проведенных исследований наплавки присадочной проволокой СвАК12.....	67
7 Сравнение полученных результатов	81
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	89
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ	91

ВВЕДЕНИЕ

В процессе эксплуатации, детали промышленных установок по производству и применению углеродных газов, находятся под воздействием постоянной агрессивной среды, подвергаются воздействию сверхвысоких температур, находятся под действием высокого давления и переменных нагрузок. При этом возникающий абразивный износ деталей в основном связан (почти 90% событий) с повреждениями контактных поверхностей. Анализируя причины износа узлов установок в ходе их постоянной эксплуатации, а также результатов промышленных испытаний, пришли к однозначному выводу, что наибольшей вероятностью появления почти всех усталостных дефектов, которые в свою очередь приводят к неминуемому разрушению материала, является недостаточная износостойкость и термостойкость применяемого в деталях материала.

Сегодня существует множество конструктивных и технологических способов защиты контактных металлических поверхностей от воздействия агрессивной среды. К технологичным способам можно отнести нанесение различных типов покрытий, позволяющих улучшить необходимые механические свойства поверхностей деталей. Основной задачей нанесенных покрытий является их способствование к увеличению срока и использования материала, без его значительного разрушения под действием использования во вредной среде, способствующей образованию продуктов износа, а также повышению стойкости материала к воздействию сильной окислительной среды.

Целью данной магистерской диссертации является повышение срока эксплуатации высоколегированной хромоникелевой стали 12X18H10T.

Объектом исследования выбран трубопровод для транспортировки продуктов изобутана (изобутилена), функционирующий на производстве ООО «СИБУР Тольятти».

Данный трубопровод установлен между катализатором и реактором. Сырье, перемешивается с разогретым до 400°C восстановленным катализатором, который через специальный канал пересыпается из регенератора. Затем, полученную смесь, отправляют по трубопроводу к реактору. Поток с горячей смесью из катализатора, паров газа и воды равномерно распределяется по всему сечению трубопровода. В трубе поддерживается кипящего слоя. Пары углеводородов, которые были образованы в следствии реакции, а так же водяные пары с частицами катализатора, которые не осели в отстойной зоне реактора, поступает по трубопроводу в циклонные сепараторы. Там, специальным способом, улавливается катализаторная пыль, которая возвращается в кипящий слой. Пары из сепараторов направляют дальше, и в конечном итоге они попадают в ректификационную колонну.

Катализатор который переходит в закоксовывается в реакторе, отправляют на очистку в регенератор, где также поддерживается рабочая температура кипящей среды. Кокс подвергается выжиганию воздухом при постоянных температурах, в пределах $580...650^{\circ}\text{C}$. Рабочая среда температур регулируется змеевиками пароперегревателя, это происходит путем отбора избыточного тепла в кипящем слое. Очищенный от кокса катализатор отправляется по трубопроводу в обратном направлении и попадает в реактор.

При постоянном цикле производства, материал трубопровода подвержен воздействию агрессивной среды. Рабочая температура достигает 600°C , максимальное давление достигает 3 кг/см^2 , транспартирующая среда в установке разбавлена азотом и воздухом.

2 Свойства сплавов на основе системы Fe-Al

«Интерметаллидные сплавы характеризуются как сплавы на основе упорядоченного интерметаллического соединения, в них наблюдается четкое, постоянное соотношение компонентов соединения. Завышенный интерес к исследованию данных сплавов вызван возможностью заслуги более больших характеристик сплава, обусловленных особенными свойствами интерметаллидных соединений (завышенная тепловая стойкость, высочайшая коррозионная стойкость, низкая плотность), которые приобретаются за счет формирования ковалентной либо ионной связи меж атомами. Вместе с тем интерметаллидные сплавы склонны к высокой хрупкости что, зачастую не позволяет применять данные сплавы без оптимизации химического состава соединений и проведения необходимого для выявления причин комплекса исследований»[2].

Сплавам на основе системы Fe-Al характерны высокая твердость, хорошая износостойкость и жаростойкость. Данные сплавы применимы для наплавки стальных изделий из углеродистых сталей, которые работают в условиях повышенных температурных режимах и высокого абразивного износа. Так же изделия из высоколегированных хромоникелевых сталей, которые применяются во вредных условиях высокого абразивного износа, наплавка покрытий на основе системы железо-алюминий позволит существенно увеличить эксплуатационный срок.

«В настоящее время проводятся работы по освоению разработанных интерметаллидных сплавов системы Fe-Al на базе промышленных предприятий с их внедрением в перспективные изделия. Одновременно с этим продолжаются работы по дальнейшему совершенствованию композиций сплавов и технологий их металлургического производства в соответствии со стратегическими направлениями развития материалов и технологий их переработки».

Fe и Al образуют твердые растворы, и эвтектику [1, 2]. Твердость интерметаллидных фаз системы железо-алюминий изменяется в показателях от 270 до 1150 кгс/мм². Уже при введении в сплав около 5% Al, в стаи повышается показатели жаростойкости, вплоть до 800° С, а при повышении содержания Al до 25%, показатели температуры жаростойкости поднимаются до 1100° С и выше [1].

Обращаясь к диаграмме состояния системы Fe-Al (рис. 2.1), можно проследить образование следующих химических соединений: FeAl₃ (59,18% Al), Fe₂Al₇ (62,93%Al), Fe₂Al₅ (54,71%Al), FeAl₂ (49,13% Al), FeAl (32,57% Al) и др.

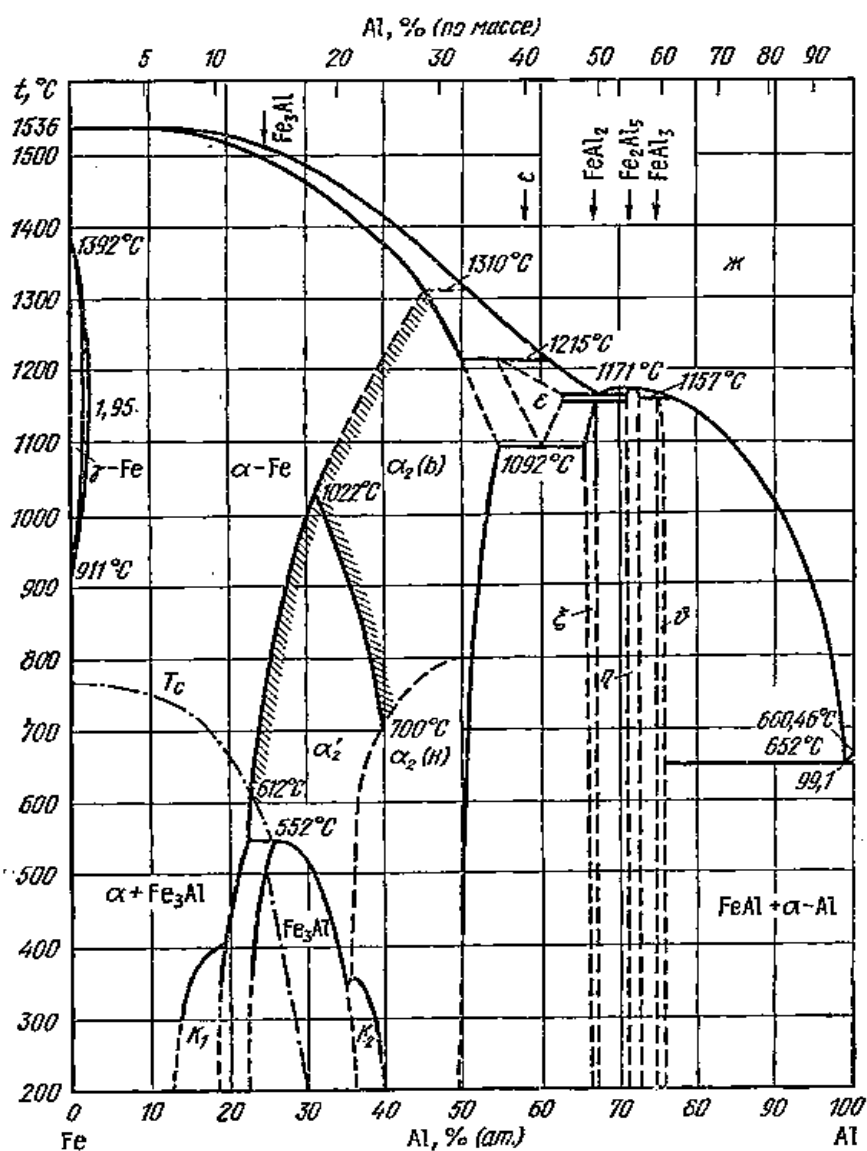


Рисунок 2.1 – Диаграмма состояния железо-алюминий.

«Механические свойства и эксплуатационные характеристики представленных соединений системы во многом зависят от особенностей кристаллической и электронной структуры. При соотношении валентных электронов и атомов в решетке, равном $3/2$, интерметаллические соединения образуют β -фазы с объемноцентрированной кубической или со сложной кубической структурой. К таким соединениям относится интерметаллид FeAl. Интерметаллические соединения данного типа характеризуются высокой стойкостью к окислению и газовой коррозии, что позволяет применять сплавы на основе этих интерметаллидов в качестве жаростойких материалов и покрытий»[3].

Механические, а так же эксплуатационные свойства сплавов системы Fe-Al, определяется прежде всего содержанием Fe, которое расположено в Al в виде химических соединений. С ростом содержания Fe растут показатели твердости, но резко снижаются показатели пластичности материала (рис. 2.2).

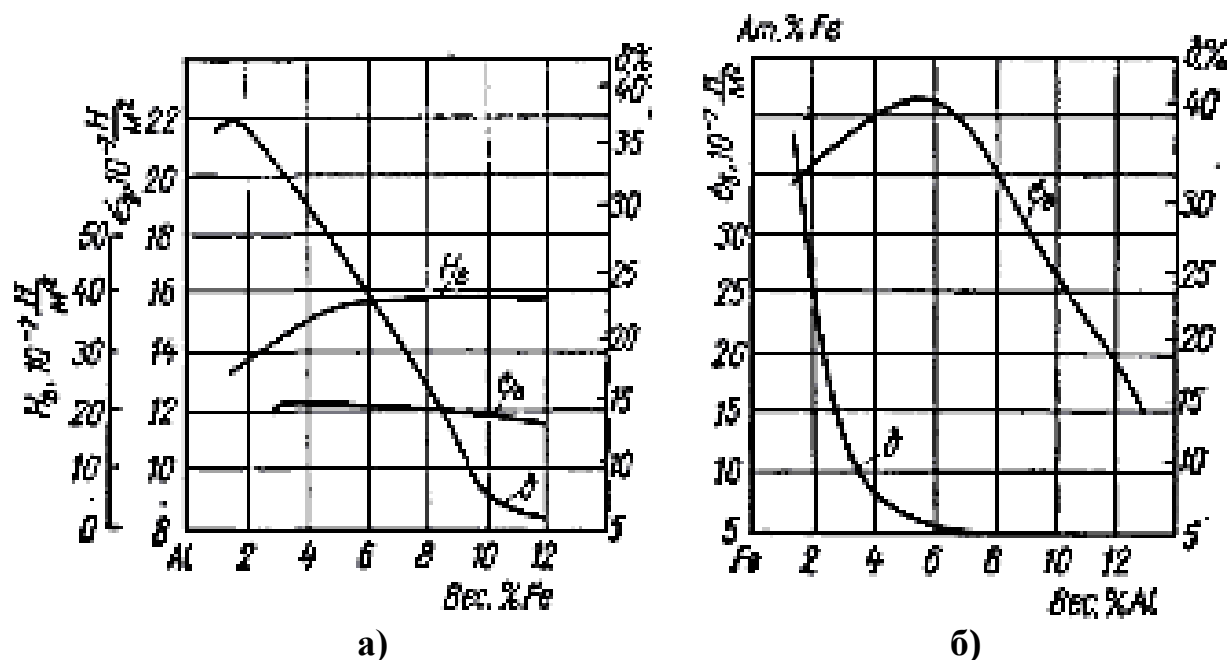


Рисунок 2.2 – Изменение механических свойств (твердость, прочность, пластичность) сплавов системы железо-алюминий в зависимости от содержания железа (а) и в зависимости от содержания алюминия (б).

Самыми не пластичными свойствами, обладают сплавы в которых содержание железа колеблется в пределах от 8 до 10 % включительно. С дальнейшим увеличением содержания Fe, сплав все больше теряет характеристики пластичности и охрупчивается.

«Микротвердость сплавов системы железо-алюминий независимо от их фазового состава, значительно выше, чем у чистого железа или алюминия. Максимальной микротвердостью обладают фазы FeAl_3 ; FeAl_2 ; Fe_2Al_7 ; Fe_2Al_5 » [5]. Изменение показателей микротвердости для указанных фаз в интерметаллидных сплавах изменяются в пределах от 960 до 1150 кгс/мм². «Для фазы FeAl значение микротвердости достигает 600 кгс/мм², а для фазы Fe_3Al – 270 кгс/мм². Наибольшей микротвердостью обладает соединение Fe_2Al_5 (1150 кгс/мм²)» [5].

При увеличении в составе интерметаллида содержания Fe, уменьшаются показания твердости материала. Высокая абразивная стойкость таких материалов, напрямую зависит от высоких показателей твердости отдельных фаз интерметаллида. Прочностные характеристики таких фаз, будут претерпевать изменения противоположные изменению твердости материала. Самыми большими показателями прочности, при растяжении, наблюдаются в фаза: Fe_3Al ; FeAl , а минимальные показатели, в фазах: FeAl_3 ; FeAl_2 ; Fe_2Al_7 ; Fe_2Al_5 .

«Прочность фаз Fe_2Al_7 ; FeAl_3 и Fe_2Al_5 составляет соответственно 1,8, 1,5 и 1,7 кг/мм² соответственно. Наименьшей прочностью при сжатии обладает соединение FeAl_3 –1,6 кг/мм². Фазы FeAl_3 , Fe_2Al_5 , FeAl_2 также значительно хрупки. Наиболее высокой прочностью при сжатии обладают фазы Fe_3Al ; FeAl , Fe_2Al_7 , что является следствием наличия в металле мягкой межзеренной прослойки Al» [8, 9].

Характеристики прочности таких фаз изменяются прямо противоположно характеристикам твердости. Высокая прочность

«Следует отметить, что интерметаллидам системы железо-алюминий присущ хрупкий характер разрушения. Хрупкость этих

соединений обуславливается особенностями кристаллического строения, наличием ковалентной и ионной связи. Искажение кристаллической решетки при деформации, вызывающее появление полос скольжения, кристаллографически ограничено, что и приводит к хрупкому разрушению (рис 2.3)» [8, 10].

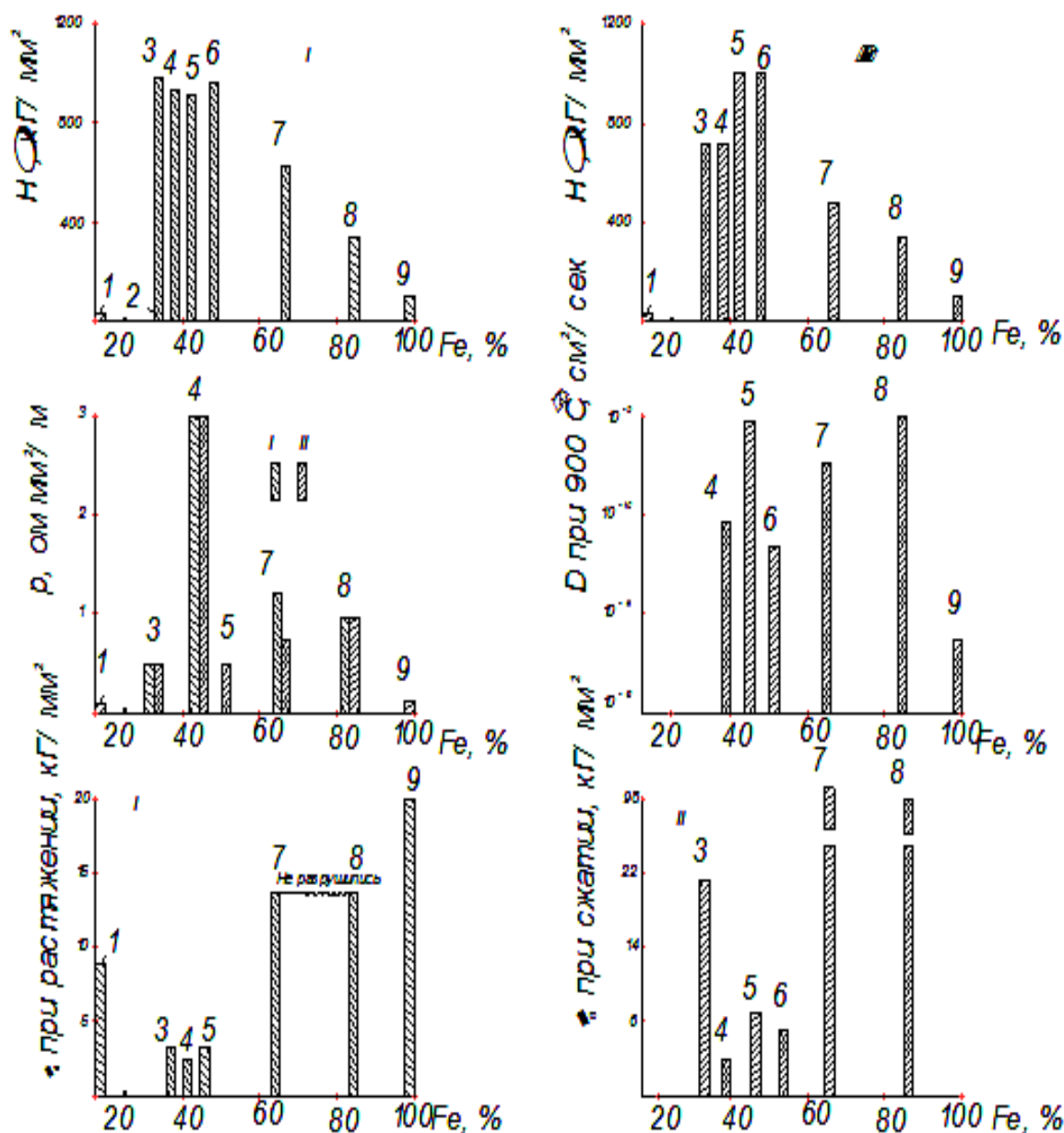


Рисунок 2.3 – Свойства интерметаллических фаз системы Fe – Al.

«В системе Al-Fe имеется четыре стабильных интерметаллических соединения и пять в системе Fe-Si, то есть , Al_5Fe_2 , Al_2Fe , Al_3Fe_4 , Fe_2Si , Fe_5Si_3 , FeSi , $\text{FeSi}_2\text{-L}$ и $\text{FeSi}_2\text{-H}$, соответственно. Они были смоделированы с

использованием так называемой модели составных энергий [63] В системе Al-Si нет интерметаллических соединений. Соединения Al_5Fe_4 были смоделированы с конечными диапазонами растворимости, а все остальные бинарные интерметаллические соединения были смоделированы как стехиометрические фазы. В настоящей работе в системе Al-Fe-Si все бинарные интерметаллические соединения, кроме FeSi_2 -L и FeSi_2 -H, обрабатывают так, чтобы они не имели растворимости третьего элемента из-за отсутствия экспериментальной информации. Самыми пластичными фазами в условиях комнатных температур, являются фазы Fe_3Al и FeAl , а значит их использование в наплавке наиболее приемлемо» [22].

«Сплавы на основе данных соединений отличаются высокой жаростойкостью в серосодержащих средах, а также в солевых растворах сульфатов и хлоридов» [13].

Интерметаллидные сплавы на основе системы железо-алюминий не находят своего применения в качестве конструкционных материалов, не смотря на неплохие механические и эксплуатационные свойства алюминидов железа. Связано это с охрупчиванием материала при комнатных температурах, и конечно же низкими свойствами пластичности.

«Для интерметаллидных сплавов на основе FeAl и Fe_2Al применяется, так называемое дисперсное упрочнение, посредством методик порошковой металлургии, обеспечиваемое оксидами» [5]. «Наилучшие механические свойства наблюдается при определенных типах и параметрах микроструктуры» [14].

«Со стороны Al система Fe-Al характеризуется наличием эвтектического равновесия $\text{Ж (Al)} + \text{FeAl}_3$ с температурой, близкой к температуре плавления Al, и незначительной растворимостью Fe в твердом (Al), уменьшающейся с понижением температуры. температура эвтектики по данным различных авторов находится в пределах 646-655 с концентрациями эвтектической точки в пределах 1,7-2,5 % (по массе) Fe [6]. Согласно работе [7] наиболее надежными значениями температуры эвтектического

превращения являются 654-655 и концентрации эвтектической точки 0,9 % (ат.) [1,8 % (по массе)] Fe».

«Интерметаллид Fe_3Al является хорошим модельным сплавом системы FeAl вследствие склонности к упорядочению по схеме A2-B2-D03 при понижении температуры. Интерметаллид Fe_3Al перспективен для промышленного применения из-за благоприятного сочетания прочностных свойств, коррозионной стойкости, низкой плотности и стоимости производства» [13]. «Сплавы на основе интерметаллида Fe_3Al применяются в качестве материала, работающего в условиях динамических нагрузок, для изготовления лопаток газовых турбин авиадвигателей и производства дисков регенераторов автомобильных газотурбинных систем, как заменители нержавеющей стали в системе выхлопа, в качестве магнитострикционного материала в сердечниках магнитомеханических преобразователей ультразвуковой техники» [13].

«Сплавы на основе интерметаллида Fe_3Al образуют класс относительно легких конструкционных недорогостоящих материалов, предназначенных для работы при температурах до 680 °C». «Ограничения при производстве и эксплуатации связаны с низкой пластичностью при комнатных температурах» [13].

Повышение прочности интерметаллида и его пластичности, связано с измельчением зерна. При этом затрудняется зернограницное разрушение, создаются условия для сверхпластической деформации, понижается температуры хладноломкости.

Мелкозернистая структура обеспечивается кристаллизацией при больших скоростях охлаждения, методами порошковой металлургии и выбором оптимальных условий термомеханической обработки.

Учитывая данные факты, всю большее распространение получают покрытия на основе системы Fe-Al, что способствует увеличению сроков эксплуатации, позволяют в значительной мере уменьшить расход дефицитных материалов, а значит и снизить стоимость изделий. Такие материалы

вытесняют покрытия из дорогостоящих сплавов, которые применяются практически во всех отраслях промышленности.

Основными физико-химическими свойствами интерметаллических фаз являются коэффициент диффузии, коэффициент линейного расширения, электросопротивление и теплоемкость.

Коэффициент диффузии Al в Fe на семь порядков выше, чем Fe в Al [6]. Коэффициент диффузии Fe в интерметаллиды на два порядка выше, чем значения коэффициента самодиффузии Fe. Самый высокий коэффициент диффузии наблюдается у интерметаллидов Fe_2Al_5 , FeAl, Fe_3Al . С увеличением температуры нагрева подвижность атомов Fe в интерметаллидах увеличивается. Таким образом, в случае образования интерметаллидов в зоне контакта Al с Fe диффузия Fe в Al растет.

Увеличение концентрации легкоплавкого материала не приводит к монотонному изменению значений коэффициента диффузии. Этот факт, по предположениям автора, связан с особенностями структуры соответствующих интерметаллических фаз. Коэффициент диффузии алюминия при температуре 580°C в интерметаллические фазы системы железо-алюминий выше, чем коэффициент его самодиффузии, практически на 3 порядка. Наиболее высоким коэффициентом диффузии при данной температуре обладает соединение FeAl_2 .

«Основная проблема использования данных материалов в качестве композиционных заключается в том, что существует мало технологий по созданию присадочных материалов на основе интерметаллидных фаз Fe_3Al , FeAl. Поэтому для формирования интерметаллидного покрытия системы никель-алюминий и железо-алюминий в качестве способов нанесения покрытий выбирали двухдуговую, аргонодуговую наплавку плавящимся и неплавящимся электродом. Используя при этом традиционные присадочные материалы» [21].

2.1 Анализ влияния легирующих элементов на интерметаллиды системы Fe-Al

Помимо четких наблюдений технологии процесса наплавки, контроля толщины наплавляемого металла, выбора присадочного материала, изменений температурных режимов и режимов процесса наплавки, на сплавляемость металла огромное влияние имеют легирующие элементы (рис. 2.4).

Влияние легирующих элементов на механические свойства феррита в термически улучшенном состоянии								
Исследуемый элемент	Содержание элемента %	σ_p кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	σ_B кг/мм ²	δ %	ψ %	a_k кг/см ²	Твердость H_V
Fe	—	28,2	28,8	40,7	25	66	17,0	110
Si	0,71	27,4	28,8	46,1	28	78	17,0	153
	2,26	35,0	36,2	51,3	30	69	2,7	172
	2,51	34,7	36,2	50,7	29	41	0,2	176
	4,92	—	—	—	—	—	0,3	216
Cr	0,84	33,3	35,8	46,1	26	77	18,0	123
	1,24	31,0	32,8	42,1	23	75	31,0	156
	3,20	54,8	57,8	65,1	13	67	9,5	215
	4,17	67,6	70,1	77,3	22	66	7,1	245
Mn	0,85	28,6	30,1	40,6	29	75	16,0	139
	1,70	39,9	41,5	53,0	25	75	15,0	190
	2,53	65,6	66,6	71,8	16	62	11,0	200
	4,00	71,9	73,8	77,7	14	52	0,4	235
Ni	1,26	40,2	41,2	46,5	22	66	18,0	144
	2,48	42,2	43,1	51,0	25	75	19,0	185
	3,10	43,5	44,1	52,0	28	77	17,0	176
	5,33	73,9	75,3	78,7	16	70	11,0	230
Mo	1,27	33,1	35,5	48,2	—	—	15,0	144
	2,61	27,5	27,7	43,4	30	60	11,0	135
	3,0	28,4	29,4	42,7	28	68	9,0	140
	6,54	30,0	36,3	52,5	26	63	7,1	172
W	0,89	24,3	25,5	40,2	23	75	16,0	110
	1,86	28,5	29,3	42,4	25	62	8,8	127
	2,59	27,3	29,2	44,0	18	59	6,4	125
	5,15	—	—	—	—	—	3,0	144

Рисунок 2.4 – Влияние легирующих элементов на механические свойства феррита в термически улучшенном состоянии

Легирующие элементы это своего рода добавки, которые в ходе определенных методик вводятся в сталь в определенных пропорциях. Целью легирования, является изменение свойств исходного металла, (легированной стали).

При помощи добавления в металл дополнительных химических элементов, при соблюдении температурных режимов, даже трудно свариваемые стали, поддаются процессу. Однако нарушив состав легирующих элементов, необходимый для хорошей свариваемости, повлечет образование дефектов в сварном шве.

Учитывая все многообразие факторов, влияющих на хорошую сплавляемость стай, именно химический состав наиболее важен в процессе формирования новых покрытий и образовании сварного шва.

«В качестве легирующих элементов наиболее часто используются Cr, Mn, Si, Mo, W, V, Ti, Nb, Co. Реже используются Al, Si, B и некоторые другие элементы» [30]. Некоторые из элементов несут в себе положительный эффект, другие влияют на состав металла крайне отрицательно, а некоторые вовсе не оказывают никакого влияния.

«Почти все легирующие элементы изменяют температуры полиморфных превращений железа, температуру эвтектоидной и эвтектической реакции и влияют на растворимость углерода в аустените. Некоторые легирующие элементы способны, так же как и железо, взаимодействовать с углеродом, образуя карбиды, а также взаимодействовать друг с другом или с железом, образуя промежуточные фазы — интерметаллиды» [7].

«В процессе изменения температуры фазовых превращений металла и химического взаимодействия легирующих элементов в структуре стали могут появиться новые равновесные фазы» [5].

Процесс легирования металла, неизбежно несет изменения на полиморфизм Fe. По степени влияния на температуру полиморфных превращений железа, легирующие элементы можно разделить на две группы.

К первой группе можно отнести Ni, Mn, C, N, Co и др, их влияние оказывается на устойчивость аустенита.

Ко второй группе относятся Cr, Ti, Nb, V и др., эти элементы влияют на увеличивающие устойчивости феррита. Однако исключение из пил составляет Cr.

«Легирующие элементы образуют с железом твердые растворы замещения, изменяя период его решетки. Практически все элементы при содержании больше 1% снижают ударную вязкость феррита. Исключение составляет только никель. Искажение кристаллической решетки железа, возрастающее по мере увеличения разницы в атомных размерах, влияет на свойства феррита» [17].

«Влияние Cr, Mn, Ni на свойства феррита проявляется более значительно после термообработки, так как они влияют на скорость полиморфного $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$ превращения железа, уменьшая ее (понижают температуру точки A3). Поэтому при медленном охлаждении безуглеродистого легированного железа ($C < 0,02\%$) образуется обычный феррит, имеющий равноосные зерна. При быстром охлаждении превращение $Fe \rightarrow Fe_\alpha$ происходит по мартенситному механизму: безуглеродистый аустенит превращается в безуглеродистый мартенсит с типичным игольчатым строением. При этом имеет место наклеп, растет и плотность дислокаций, измельчается блочная структура. В результате твердость увеличивается до 350 HB» (рис 2.5) [30].

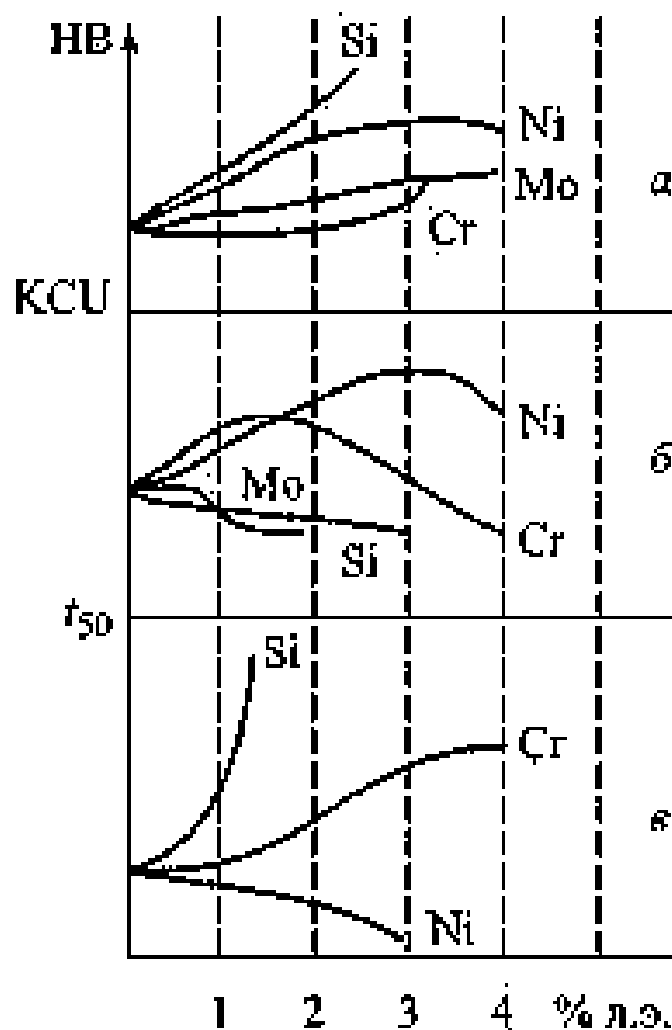


Рисунок 2.5 – Схема влияния легирующих элементов на феррит

Углерод является наиболее распространенным химическим элементом входящих в состав углеродистых сталей. Содержанием С в составе металла определяются свойства стали подвергнутое обработки и сварки. Сварка низкоуглеродистых сталей с процентным объемом С до 0.25% сваривается без отклонений. В сталях с процентным объемом углерода выше 0,25% (среднеуглеродистых), процесс сваривания проходит с отклонениями. В высокоуглеродистых, сталях с содержанием углерода более 0,45 %, показатель свариваемости, характеризуется как твердый.

«Легируемый аустенит. В легируемых сталях кроме углерода в решетке аустенита находятся также легирующие элементы, образующие с Fe_γ твердые растворы замещения. Свойства такого легируемого аустенита

существенно отличаются от свойств аустенита углеродистой стали. Легированный аустенит обладает высокой коррозионной стойкостью, химической прочностью при комнатных и высоких температурах, жаропрочностью» [24].

Содержание в стали марганца, в обычных условиях, изменяется в диапазоне от 0,3 до 0,8 %. Принято полагать, что при содержании в металле марганца до 2 %, не будет оказывать никакого влияния на свариваемость материала. Однако при настолько высоком содержании марганца, появляется склонность металла к образованию холодных трещин, такое явление является следствием высокой твердости и прочности той стали.

При условиях объема в сплаве марганца более 11 %, наблюдается процесс выгорания. Для подобных случаев, разработана методика восполнения марганца через флюсы ли электродное покрытие. Такой аустенит будет хорошо сопротивляться износу посредством трения.

В пределах до 0,3 %, обычно колеблется значение в аустените Cr. При таких объемах, хром не оказывает практически никакого влияния на процесс свариваемости. При повышении, более 1 %, содержания Cr в стали образуется оксид Cr_2O_3 . Этот оксид является тугоплавким и значительно снижает показатели свариваемости. Также возникает образование карбидов хрома с резким повышением твердости, которые влияют на закалочные характеристики аустенита.

Кремний так же обычно содержится в исходном материале в малом количестве. Его объем изменяется в диапазоне от 0,02 до 0,3 %. При большом количестве, Si провоцирует свойства жидкотекучести и способствует возникновению тугоплавких соединений.

Содержание в металле никеля может достигать 35%. Ni провоцирует возникновению положительных характеристик. С его ростом в аустените, сталь упрочняется и улучшает свойства пластичности, поэтому Ni довольно часто используют в качестве основного материала для легирования.

Ванадий присутствует в сталях в объеме от 0,2 до 1,5 %, с его повышением увеличиваются механические свойства стали, растет прочность, увеличивается упругость и ударная вязкость, что в свою очередь как следствие, ведет к образованию закалочных структур.

Рост содержания вольфрама ведет к увеличению теплостойкости и твердости стали. Процент его содержания в аустените, колеблется от 0,8 до 18 %. В процессе сварки вольфрам быстро и легко выгорает.

Титан и ниобий хорошо образуют карбиды препятствующих образованию твердых карбидов хрома. В нержавеющей сталях, ниобий повышает риск образования горячих трещин. Отрицательного воздействия на свариваемость титан и ниобий не оказывают.

Фосфор и сера по сути являются вредными легирующими элементами. Эти смеси являются труднорастворимыми. С возникновением кристаллизации, сера кристаллизуется между кристаллами железа сварного шва, что приводит к возникновению горячих трещин. Фосфор соединяясь с железом, образует фосфористое железо, которое обладает высокой хрупкостью.

3. Анализ и выбор способа формирования покрытия на основе системы железо-алюминий

Покрытия на основе алюминидов железа воспроизводятся несколькими способами: в ходе процесса алитирования стали, путем процесса напыления алюминия на сталь, в результате наплавки алюминиевой проволоки на сталь и т.п.

3.1 Способы формирования износостойких покрытий на основе системы Fe-Al методом напыления.

Формирование интерметаллидных, износостойких покрытий методом напыления, широко применяется в промышленности для защиты от коррозионного износа резервуаров и емкостей.

Технологии нанесения покрытий методом напыления, можно разделить на две группы способов: газотермическое напыление и вакуумно-конденсационное напыление.

Наиболее успешно применяемым способом для нанесения защитного слоя методом напыления, является газотермическое напыление (рис 3.1).

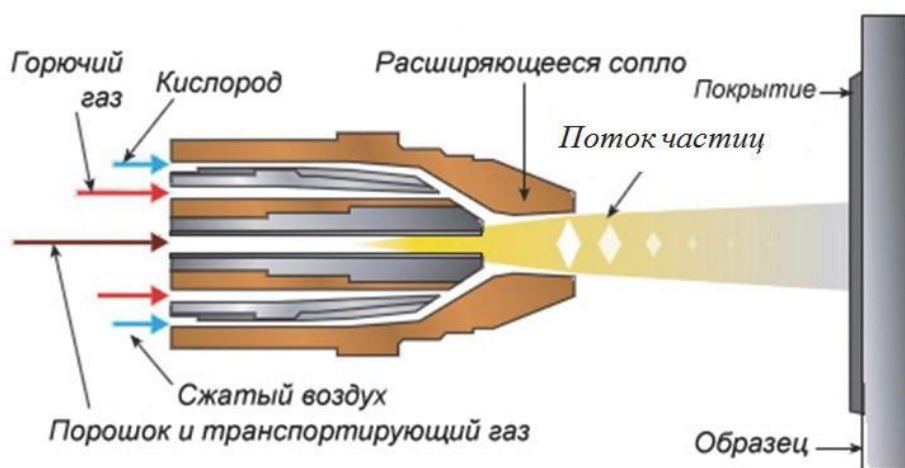


Рисунок 3.1 – Схема нанесения покрытий газотермическим способом.

Данный способ напыления самый производительный. Газотермическое напыление алюминиевых покрытий, разработка ИЭС им. Е.О. Патона. Работы в этом направлении ведутся постоянно, на сегодняшний

день достигнуты хорошие показатели стойкости таких покрытий против растрескивания, и как следствие значительно увеличен срок службы обработанных резервуаров до 20-30 лет.

Неравномерность толщин после нанесения такого покрытия не будет превышать 20 %.

Однако сформированное покрытие это слой алюминия, а значит необходимых для повышения эксплуатационных свойств металла, интерметаллидных фаз не будет образовано.

3.2 Способы формирования износостойких покрытий на основе системы Fe-Al методом алитирования.

Процесс создания покрытий методом алитирования, это поверхностное насыщение металла алюминием. Сформированный в ходе алитирования поверхностный слой образует интерметаллидные фазы. Чаще всего технология алитирования применяется на деталях из малоуглеродистых аустенитных сталей, а так же жаропрочных сплавов [9, 11].

Технология нанесения покрытий методом алитирования, разделяется на несколько способов: плакирование, вакуумное алитирование, калоризация, алитирование погружением в расплав, электроалитирование и др.

Чаще всего, методом алитирования, покрытия наносят на низкоуглеродистые стали. В последнее время данный метод так же используют для нанесения покрытий на окалиностойкие и жаропрочные стали.

Широко распространенным способом алитирования, является калоризация. Технология нанесения таким способом была разработана в конце двадцатых годов прошлого века. Алитирование калоризацией осуществляется при высоких температурах (900 - 1080° С). Время продолжительности нанесения покрытия может занимать от 4 до 30 часов.

Полученный слой имеет толщину в пределах от 0,03 до 1,5 мм. Показатели прочности сцепления наносимого материала очень низкие.

«Электрохимическое осаждение металлов относится к самым старым способам повышения качества поверхности изделия. Гальванические покрытия нашли широкое применение в промышленности благодаря широкому выбору материала покрытия (практически все металлы) и высокой технологичности процесса» (рис. 3.2) [9].

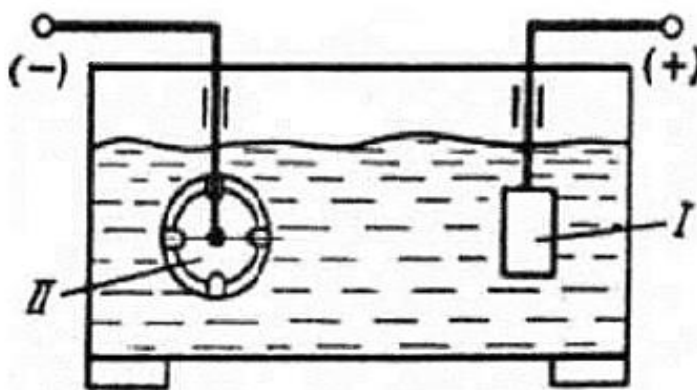


Рисунок 3.3 – Схема нанесения электролитических покрытий

I – анод, II – катод

«В водный раствор соли металла опускают пластину из того же металла и изделие (анод), на которое надо нанести покрытие (катод). При пропускании постоянного электрического тока идет процесс электролиза: пластина растворяется, а на поверхности изделия образуется покрытие» [9].

Данный метод применим для деталей сложной конструкции, простые детали подвергаются нанесению покрытия другими методами. Также существенным недостатком этого метода служит отсутствие интерметаллидных фаз, так как нанесенный слой покрытия состоит исключительно из алюминия.

3.3 Способы формирования износостойких покрытий на основе системы Fe-Al методом наплавки.

Наиболее высокопроизводительным способом, который применим практически на любом производстве, является аргонодуговая наплавка в защитном газе, алюминиевой проволокой на изделия из стали.

«Наплавкой называется технологический процесс нанесения слоя расплавленного металла на оплавленную поверхность детали или изделия. Нанесенный металл после охлаждения прочно связывается с основным металлом, образуя покрытие» [17].

Основным преимуществом данного метода, является получение поверхностного слоя с повышенными эксплуатационными и механическими свойствами путем образования интерметаллидных фаз.

Данная методика нанесения покрытий, развивается в двух направлениях: восстановительная наплавка деталей, которые были подвергнуты интенсивному износу и нанесение интерметаллидного слоя для увеличения срока службы используемого в конструкциях и деталях материала. По своей сути технология наплавки схожа с технологией сварки, так как в их основе лежат одни и те же процессы, однако в отличие от сварки, для проведения наплавки используются методы, которые обеспечивают равномерное проплавление основного металла, обеспечение качественного равномерного шва, полное отсутствие склонности материала к образованию дефектов, высокая скорость и технологичность процесса.

Так же как и в сварке, в наплавке применяется классификация видов и способов нанесения покрытий. В зависимости от формы использования энергии в процессе наплавки, различают газовую и дуговую наплавку (рис 3.3).

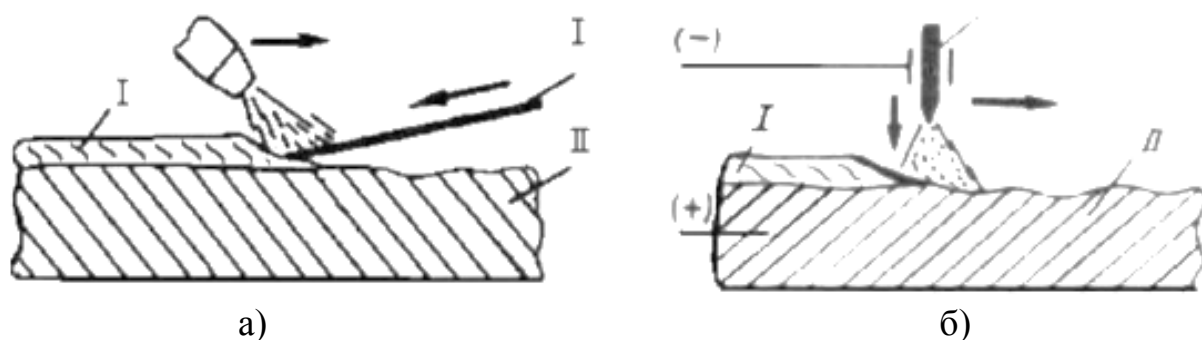


Рисунок 3.3 – Схема нанесения покрытий способом электродуговой наплавки (а) и газопламенной наплавки (б):

I – расходный материал, II – изделие

На сегодняшний день материалов, которые выпускались бы для исполнения промышленной наплавки покрытий системы Fe-Al, нет. Тем не менее в качестве материала для присадки, вполне успешно можно использовать присадочные алюминиевые проволоки, которые выпускаются в соответствии с утвержденным ГОСТ 7871-75. Такие проволоки выпускаются в России в широком ассортименте. Необходимый химический состав наплавленного слоя достигается переплавлением основного металла и введением присадочной алюминиевой проволоки.

При помощи управления режимами скорости подачи присадочной проволоки, управления скоростью проведения наплавки и изменяя тепловые условия процесса, достигается контроль получаемого в ходе наплавки химического состава металла шва.

«Аргонная наплавка может быть ручной, когда горелка и присадочный пруток находятся в руках сварщика, и автоматической, когда горелка и присадочная проволока перемещаются без непосредственного участия сварщика. При этом способе наплавки зажигание дуги не может быть выполнено путем касания электродом изделия. Поэтому при аргонодуговой наплавке неплавящимся электродом для зажигания дуги параллельно источнику питания подключается осциллятор. Осциллятор для зажигания дуги подает на электрод высокочастотные высоковольтные импульсы, которые ионизируют дуговой промежуток и обеспечивают зажигание дуги

после включения сварочного тока. Если аргонодуговая сварка производится на переменном токе, осциллятор после зажигания дуги переходит в режим стабилизатора и подает импульсы на дугу в момент смены полярности, чтобы предотвратить деионизацию дугового промежутка и обеспечить устойчивое горение дуги» [17, 19].

Характерный недостаток способа нанесения присадочного материала наплавкой, является возможность получения сплава с качественным покрытием, с содержанием алюминия не более чем 17 %.

Существенными преимуществами наплавки являются: возможность нанесения покрытий практически неограниченной толщины (от 0,25 до 450 мм), очень высокая производительность (до 15 – 25 кг/час), довольно простая и надежная конструкция, мобильность размещения и широкая возможность использования, применимость в полевых условиях.

Методика двухдуговой наплавки, это еще один способ наплавки. Суть данного способа заключается одновременном применении двух сварочных горелок, подключенных к двум разным источникам питания, которые расположены на малом расстоянии друг от друга и горят в едином пространстве защитного газа.

Дуги могут быть наклонены друг к другу (рис. 3.4), или же одна горелка устанавливается вертикально.

В процессе двухдуговой наплавки плавящимся электродом, обе электрические сварочные дуги горят между электродной присадочной проволокой, которая подается в зону сварки (в сварочную ванну), и изделием (рис 3.5). «Дуги расплавляет электродную проволоку и основной металл» [5].

«Это позволяет значительно увеличить толщину шва, улучшить его формирование в процессе нанесения, повысить механические и эксплуатационные свойства наплавленного валика (за счет снижения скорости остывания) и увеличить скорость наплавки» [17].

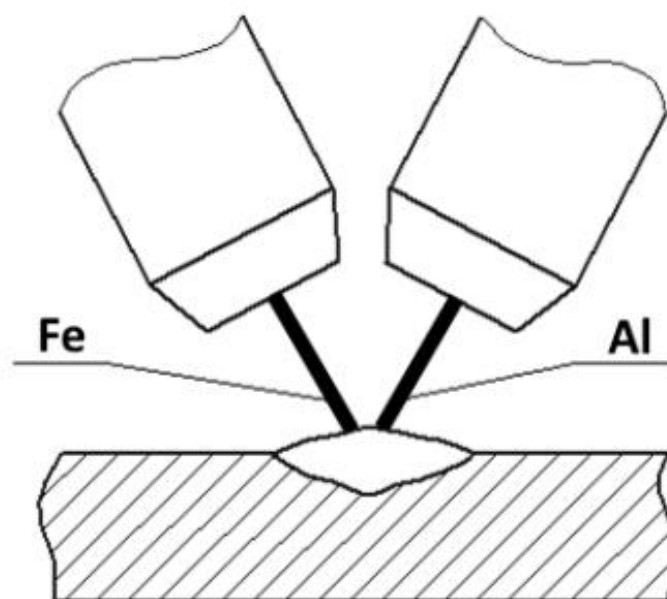


Рисунок 3.4 – Схематичное изображение двухдуговой наплавки



Рисунок 3.5 – Установка для двухдуговой наплавки

4 Применяемые наплавочные материалы

«Для получения необходимых свойств материала покрытия необходимо выбирать определенный химический состав, соответствующий наплавке. Этот выбор определяется в первую очередь основным материалом детали, а также условиям его эксплуатации».

Матеры, используемые в качестве присадочных материалов для проведения наплавки: проволока сплошного сечения, покрытые электроды, порошковые проволоки и порошки, имеют широкий диапазон характеристик.

Для восстановления изношенных деталей, самым простым и доступным способом проведения наплавки является наплавка покрытым электродом из углеродистой стали (рис. 4.1).



Рисунок 4.1 – Схематичное изображение покрытого сварочного электрода

Для достижения более качественных результатов, для наплавки используются электроды из легированных дополнительными химическими элементами (Cr, Ni, Mn, и др.) сталей.

Для создания наплавленных покрытий на деталях, подверженных интенсивному абразивному износу, используются присадочные материалы из твердых сплавов [21].

«Рассмотрим некоторые из них. Эти сплавы делятся на три группы. Первая группа-это релит, который представляет собой композицию из литых карбидов вольфрама и используется для наплавки износостойких стальных деталей, в условиях интенсивного абразивного износа и ударных нагрузок.

Ко второй группе относятся стеллиты. Стеллиты - сплавы, содержащие в основном кобальт и вольфрам или никель и хром. Стеллиты имеют высокую стойкость против коррозии. Хорошая свариваемость может быть использована для наплавки инструментов. Сормиты - сплавы на железо-хромовой основе с марганцем и никелем. Они менее жесткие, чем стеллиты, но значительно дешевле, поэтому нашли широкое применение при восстановлении деталей сельскохозяйственной техники.

Третья группа включает в себя сталиниты. Сплав на основе железа, хрома, марганца, кремния и до 7 - 10% углерода. Применяется для наплавки деталей, подверженных грубому износу. Природа поверхностного упрочнения для каждого из используемых материалов имеет свои особенности. Для плакирования из углеродистой стали, упрочнение происходит за счет тепловых условий формирования поверхностного слоя при высокой скорости охлаждения упрочнения структуры с повышенной твердостью. Свойства поверхности после сварки легированных сталей зависит от типа легирующих элементов, определяющих фазовый состав, границы, фазовые превращения, механические свойства» [22].

«Твердые сплавы типа стеллита и релита имеют свойства, определяющиеся химическим составом (карбиды вольфрама и в первом случае, и сплавов на основе Co-W или Ni-Cr во втором случае)» [21].

Структура полученного материала, его физикомеханические свойства, зависят не только от химического состава легирующих элементов, но и от технологических параметров процесса наплавки.

«При изменениях режимов наплавки необходимо изменять процесс плавления материала, геометрические характеристики наплавленного слоя, химический микронеоднородности наплавленного металла» [5].

4.1 Анализ и выбор присадочного материала для формирования износостойких покрытий на основе системы Fe-Al

Присадочные проволоки, использующиеся для сварки и наплавки алюминия, нержавеющей стали и никеля в большей степени иностранного производства. Образцы проволок для сварки и наплавки сталей изготовлены преимущественно отечественными производителями.

Проволока для полуавтомата, как правило, поставляется в бухтах, мотках и катушках (рис. 2.4)



Рисунок 2.4 – Катушка алюминиевой сварочной проволоки

Официально произведенные в России присадочные материалы имеют свое уникальное обозначение в соответствии с выпущенным ГОСТ и расшифруются по общим правилам.

ГОСТ 2246-70 устанавливает маркировку для сплошных присадочных проволок, используемой для сварки и наплавки.

В обозначение проволоки, согласно ГОСТ, входит: типоразмер, способ применения материала, химический состав присадочного материала,

сведения о технологии изготовления материала, указывается возможность изготовления электродов, а также принадлежность к материалу с омедненной поверхностью.

«Для сварки и наплавки нержавеющей стали обязательно использование защитного газа. Как правило, в состав присадочных компонентов такой проволоки, входят кремний и углерод. Кремниевая компонента присадки позволяет получить качественный и прочный сварной шов, а углерод необходим для предотвращения образования межкристаллитной коррозии» [7].

Некоторые марки присадочной проволоки, для выполнения сварки и наплавки материалов из нержавеющей стали, имеют в составе в качестве легирующих элементов хром и никель. С помощью включения в состав присадки данных элементов, добиваются увеличения долговечности и устойчивости материала к коррозии.

«Для сварки деталей, выполненных из алюминия и сплавов на его основе, используется алюминиевая проволока, с помощью которой также выполняется наплавка заготовок из данного металла.

Все работы с использованием такой проволоки осуществляются в среде защитного газа, в качестве которого чаще всего применяется аргон. Алюминиевая сварочная проволока, если она подобрана правильно, способна обеспечить высокое качество и надежность формируемого сварного шва, стабильность его механических характеристик» (рис. 2.5) [9].



Рисунок 2.5 – Хранение катушек с алюминиевой проволоки

«Правильно подобранная алюминиевая проволока – не единственное условие, позволяющее получить качественное и надежное сварное соединение. Очень большое значение также имеет правильная подготовка соединяемых деталей, которая заключается в тщательной очистке их поверхностей и удалении с них тугоплавкой оксидной пленки. Важно выполнить такую процедуру непосредственно перед началом сварки, так как алюминиевая поверхность под воздействием окружающей среды быстро покрывается оксидной пленкой.

По этой же причине проволока, предназначенная для сварки алюминия, после вскрытия упаковки, в которой она поставляется с завода, должна быть использована достаточно быстро. Иначе ее поверхность будет подвергнута активному окислению. В этом случае качественные характеристики проволоки будут значительно ухудшены, что скажется и на характеристиках формируемого с ее помощью сварного соединения» [9].

Стандартный подающий механизм полуавтомата не слишком подходит для работы с алюминиевой проволокой. Объясняется это такими характеристиками данного металла, как высокая пластичность и теплопроводность.

Подающий механизм стандартного полуавтомата для сварки, в котором применяются два ролика, может смять мягкую алюминиевую проволоку, что приведет к ее застреванию в механизме. Именно поэтому при использовании в полуавтомате алюминиевой проволоки необходимо оснащать его подающим механизмом, состоящим из 4 роликов, каждый из которых имеет U-образный профиль рабочей канавки (рис. 4.4).

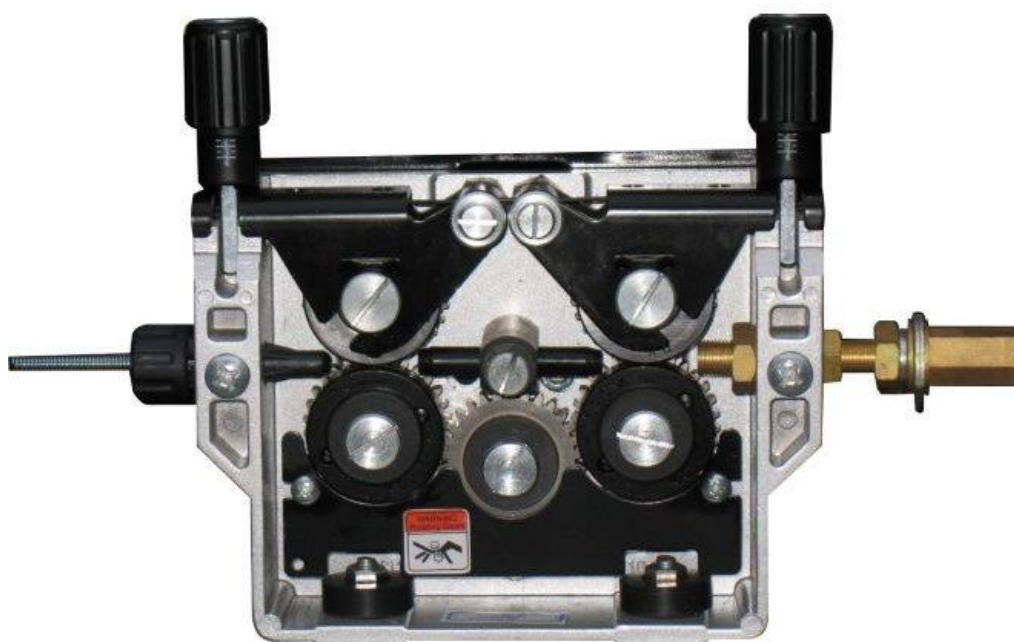


Рисунок 4.4 – Подающий механизм присадочной проволоки

Для работы с полуавтоматом, в котором будет использоваться проволока из алюминия, необходимо оснащать его подающим шлангом минимальной длины (до 3 метров). В противном случае мягкая проволока будет просто застревать в длинном подающем шланге. Данную проблему помогает решить использование подающего канала из тефлона, что даст возможность значительно уменьшить трение проволоки о стенки такого канала.

Чтобы избежать застревания алюминиевой проволоки, которая отличается высоким коэффициентом теплового расширения, в наконечнике полуавтомата для сварки, следует подбирать наконечник таким образом, чтобы отверстие в нем было несколько больше (на 1–2 мм), чем диаметр самой проволоки (рис. 4.5).



Рисунок 4.5 – Комплект наконечников

«Правильный выбор проволоки для выполнения полуавтоматической сварки алюминиевых деталей в среде аргона, а также параметров выполнения такого технологического процесса позволяет не только получать качественные, надежные и красивые сварные швы, но и минимизировать риск возникновения брака при их выполнении. К таким параметрам относятся не только диаметр используемой проволоки и ее химический состав, но и скорость ее подачи, а также значения сварочного тока и полярность его подключения» [7].

5. Методика проведения исследований.

В качестве метода, для проведения исследования был выбран метод аргонодуговой наплавки в среде защитного газа (аргона), неплавящимся электродом из вольфрама (рис. 5.1).

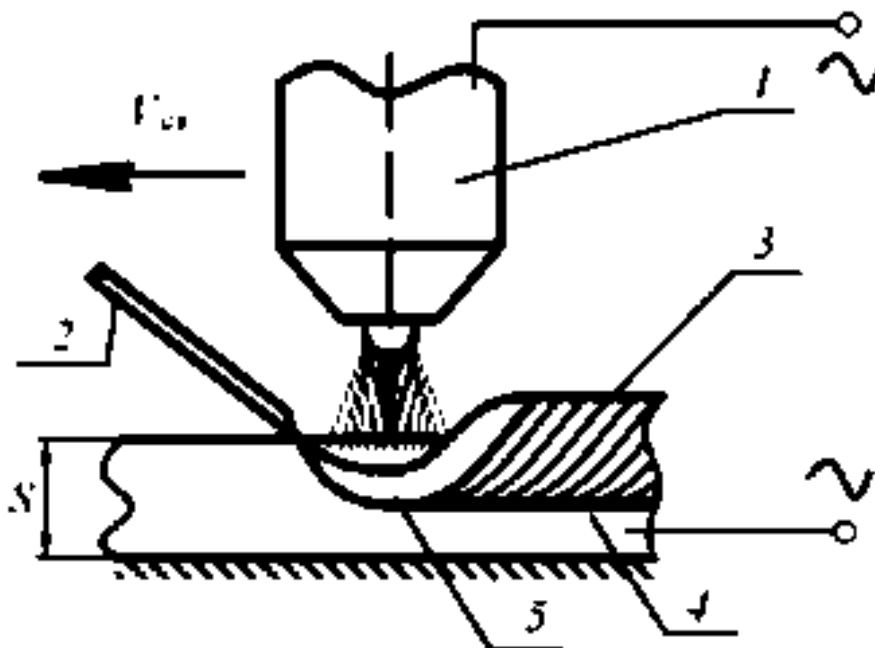


Рисунок 5.1 – Схема процесса аргонодуговой наплавки:

1 – сварочная горелка; 2 – присадочный материал; 3 – наплавленный слой;
4 – подложка, 5 – ванна расплавленного металла.

5.1 Методика исследования процессов аргонодуговой наплавки неплавящимся вольфрамовым электродом на основе системы Fe–Al

Исследование процессов протекающих в ходе аргонодуговой наплавки неплавящимся вольфрамовым электродом с управляемой подачей присадочной алюминиевой проволоки на поверхность стальной пластины из высоколегированной хромоникелевой стали 12Х18Н10Т, проводилось на специально сконструированном, в условиях «Тольяттинского государственного университета», аппарате.

Данная установка позволяет, в лабораторных условиях, воспроизводить наплавку интерметаллидных покрытий на металлические

образцы толщины до 2 см. Конструкция для наплавки, является двухкоординатной (перемещается в двух плоскостях). Сварочная горелка оснащена жидкостным охлаждением. Установка применима как для двухдуговой наплавки, так и для нанесения наплавочного материала с помощью одной дуги.

Присадочный материал подается к месту наплавки с помощью автоматического подающего механизма, который настроен на большой диапазон регулировок скорости подачи проволоки. Двигатель подающего механизма способен подавать присадочный материал со скоростью до 20 м/мин. Для нивелирования эффекта разбрызгивания Al, а так же его вероятного угара, механизм настроен на подачу проволоки в хвостовую часть сварочной ванны (рис. 5.2) [20].

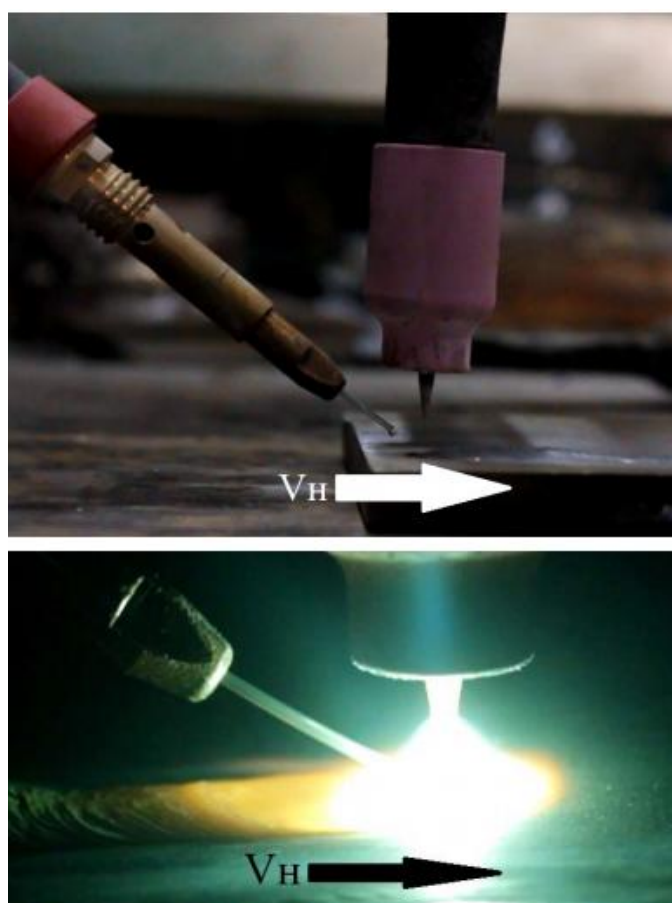


Рисунок 5.2 – Схема ввода присадочной проволоки

Длина рамы 800 мм., ее ширина 350 мм. Перемещение алюминиевой рамы конструкции, осуществляется при помощи двигателя по специальным рельсам (рис. 5.3).

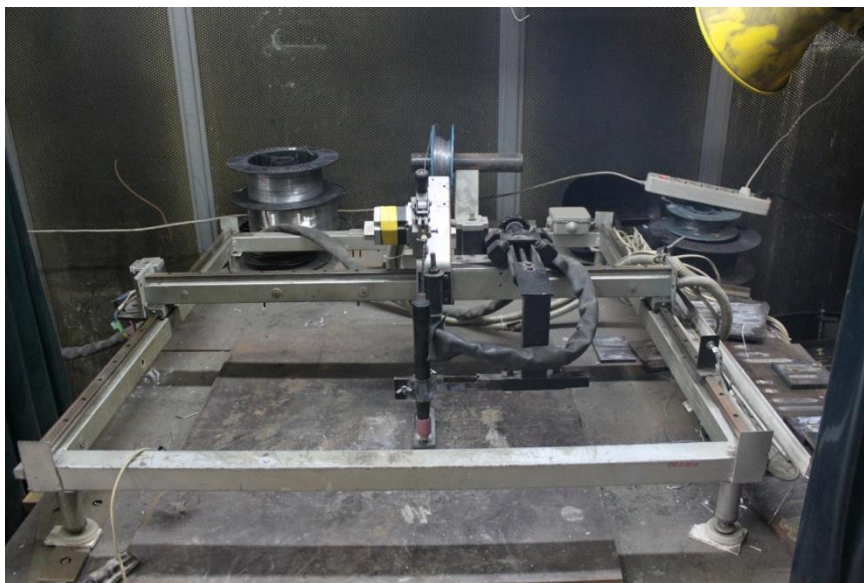


Рисунок 5.3 – Конструкция для аргонодуговой наплавки.

Для проведения исследования использовались заранее подготовленные образцы из высоколегированной хромоникелевой стали марки 12X18Н10Т, с размерными характеристиками 150*150*10 мм.

В качестве присадочного материала, применялись проволоки в соответствии с требованиями ГОСТ 7871-75. Использовалась проволока СвА7 диаметром 1,2 мм., СвАК5 диаметром 1,2 мм., СвАК12 диаметром 1,2 мм. Так же применялась проволока АМц, АlMg4, с аналогичным диаметром.

Источником для воспроизведения аргонодуговой наплавки был выбран, сварочный аппарат фирмы Форсаж (Форсаж -315АД - предназначен для сварки цветных металлов в среде инертного газа и предназначен для профессионального промышленного применения) (рис. 5.4).



Рисунок 5.4 – Сварочный источник Форсаж-315АД.

В ходе проведения наплавки, на оборудовании использовались разные режимы работы. Скорость наплавки варьировалась от 0,1 до 0,3 м/мин. Скорость подачи присадочного материала варьировалась в пределах от 0,5 до 5 м/мин. Сила тока изменялась в пределах, от 240 до 270 А. Все режимы регулировались при помощи блока управления (рис.5.5).

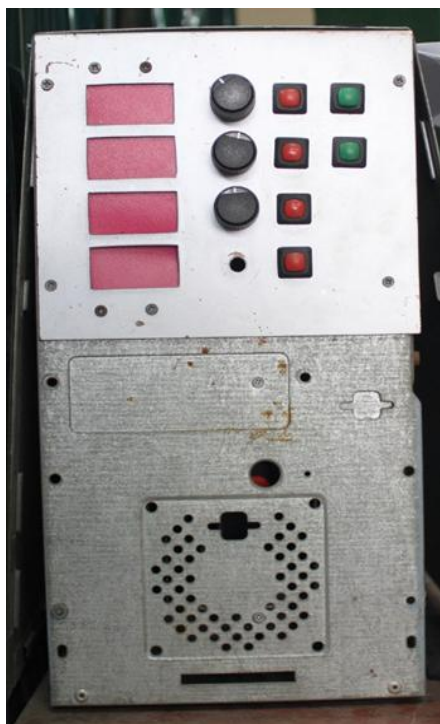


Рисунок 5.5 – Блок управления режимами наплавки.

Наплавка производилась в среде аргона, потребление газа изменялось в пределах от 12 до 18 л/мин, согласно показаниям регулятора расхода газа. (рис.5.6).



Рисунок 5.6 – Регулятор расхода газа АР-40-КР1-М-Р1.

Геометрические параметры валиков измерялись при помощи лицензионной программы - «Universal Desktop Ruler» (универсальная экранная линейка).

5.2 Методика исследования химического состава наплавленных покрытий

В процессе наплавки большая часть легирующих элементов, входящих в состав исходного металла, испаряется под воздействием высоких температур под действием электрической дуги. Некоторые из элементов входящих в состав металла переходят в металл шва частично, это происходит из-за возникновения колебаний температуры капель при переносе в пределах 1900...2500 К. [18].

Для проведения исследований химического состава полученных в процессе наплавки образцов, были проанализированы все существующие на сегодняшний день методы определения химического состава.

Были проанализированы следующие методы определения химического состава металла: метод растровой электронной микроскопии (РЭМ), метод пробирного анализа, волнодисперсионный анализ, метод рентгено-флуоресцентного анализа, эмиссионный метод и др.

Исследования было решено провести методом РЭМ, так как метод дает возможность изучить структуру металла и элементный состав покрытия с очень высокой разрешающей способностью.

Исследование проводилось на специализированном комплексе Zeiss (LEO) 1485vp со спектральным принципом работы, на установку применены блоки рентгеновского энергетического спектрометра INCA Energy-300 и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500 (рис. 5.7).

Данный комплекс благодаря современной цифровой автоматической обработке спектра и использованию инертного газа (аргона) позволяют осуществить точный количественный анализ любых типов сталей с высокой точностью в условиях лаборатории.



Рисунок 5.7 –сканирующий электронный микроскоп Zeiss (LEO) 1485vp

Образцы для проведения химического анализа были заранее подготовлены образцы, представляющие собой хорошо отполированную поверхность поперечного сечения валика (рис.5.8) [27].



Рисунок 5.8 – Спектры, в которых измерялся химический состав способом
РЭМ

5.3 Методика исследования механических свойств наплавленных покрытий

Для проведения исследования механических свойств наплавленных образцов, были проведены замеры твердости металла.

Замеры твердости металла, проводились методом неразрушающей проверки, с использованием шкалы HRC (метод Роквелла). Измерения проводились на многофункциональном твердомере Durajet В качестве инденторов применялись конусы со скруглённым острым концом, с углом при вершине 120° С (рис 5.9) [26, 28].



Рисунок 5.9 - Твердомер многофункциональный - Durajet

5.4 Методика исследования эксплуатационных свойств наплавленных покрытий

«Износостойкость наплавленных покрытий при абразивном изнашивании определялась способностью его поверхностных слоев противостоять внедрению абразивных частиц [7]. Испытание на

износостойкость проводили на выточенных образцах с одинаковой площадью поверхности, которая состояла из наплавленного металла» [29].

Испытание на износостойкость производили на специально подготовленных образцах, поверхность которых, состояла из интерметаллидного покрытия. Габариты поверхности для проведения исследований составляли 6*6 мм. Для сравнения степени износостойкости, применялись эталоны, изготавливаемые из Ст3 аналогичного размера– 6*6 мм.

Исследования проводили на специально - сконструированной установке, состоящей из шлифовальной машинки и специального прижима для машинки и прижима для образцов (рис. 5.10).

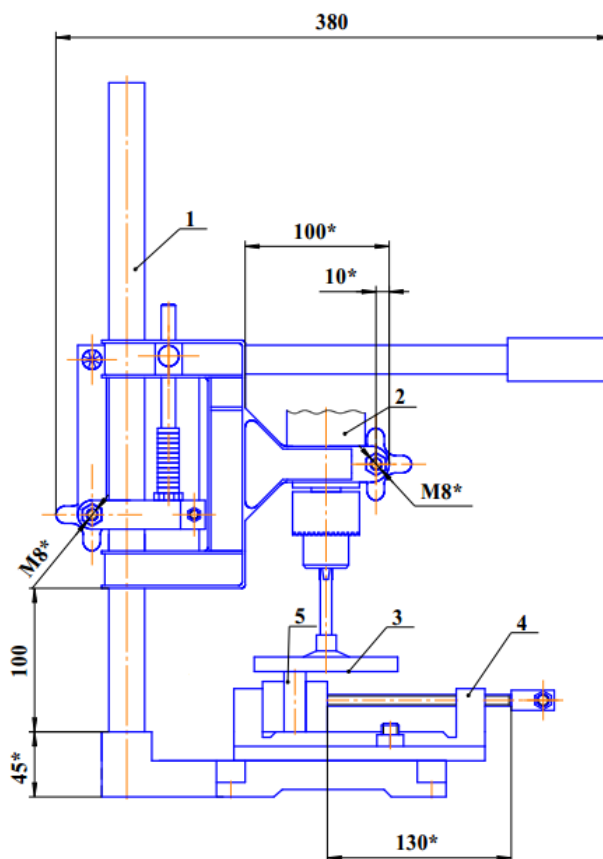


Рисунок 5.10 – Приспособление для проведения износостойкости

Жаростойкость интерметаллидов определялась по относительному изменению массы образцов с одинаковой площадью поверхности по ГОСТ 9.312-89 [27], выдерживаемых в печи сопротивления при 850 °С, в течении

2000 часов. (рис. 6) Температуру испытаний выбрали исходя из максимальной температуры эксплуатации интерметаллидов. Массу измеряли каждые 100 часов выдержки. Для проведения исследований была приобретена печь (рис. 5.11).



Рисунок 5.11 – Печь для испытания жаростойкости

6 Результаты проведенных исследований

Методом подбора, были получены оптимальные режимы наплавки для формирования интерметаллидных покрытий системы Fe-Al.

6.1 Результаты проведенных исследований наплавки присадочной проволокой СвА7

Первой была исследована наплавка присадочной проволокой СвА7 (таблица 6.1)

Таблица 6.1 – Параметры режимов наплавки интерметаллидных покрытий Fe-Al, присадочной проволокой СвА7

№ Образца	$V_{п/п}$, м/мин	$V_{н}$, м/мин	$I_{н}$, А
1	1	0,15	270
2	2	0,15	270
3	3	0,15	270
4	4	0,15	270
5	5	0,15	270
6	6	0,15	270
7	2	0,15	240
8	2	0,15	270
9	2	0,1	270
10	2	0,2	270
11	1	0,15	240
12	1	0,15	270
13	1	0,1	270
14	1	0,2	270
15	0,5	0,15	270

Проанализировав полученные результаты взаимодействия высоколегированной хромоникелевой стали 12Х18Н10Т с электродной присадочной проволокой СвА7, можно заключить, что полученные геометрические параметры наплавленных образцов в выбранных режимах, в целом сформировали стабильный слой, однако при увеличении скорости наплавки, наблюдается обильное образование холодных трещин, структура становится хрупкой (рис. 6.1.) (таблица 6.2) [23].

Таблица 6.2 – Результаты измерительного контроля наплавленных с присадочной проволокой СвА7 образцов

№ Образца	Ширина шва (L), мм	Высота шва (h), мм	Проплавление (e), мм	Кол-во трещин, шт.
1	15,1	3,8	0,5	3
2	16,2	3,9	0,8	4
3	17,6	3,6	0,8	4
4	18,5	2,9	1,2	10
5	18,8	2,6	1,4	11
6	19,6	2,0	1,3	15
7	16,6	3,9	0,7	10
8	15,8	3,9	0,7	8
9	16,2	3,8	0,9	8
10	16,0	3,9	0,8	12
11	15,6	3,8	0,7	7
12	15,5	3,9	0,4	3
13	15,0	3,6	0,6	4
14	15,2	3,8	0,6	6
15	15,0	3,7	0,5	3



Рисунок 6.1 – Визуальный результат наплавки проволокой СвА7

Геометрические параметры наплавленных валиков составляют: высота – от 2,0 до 3,9 мм (рис. 6.2), ширина – от 15,0 до 19,6 мм (рис. 6.3) , глубина проплавления – от 0,4 до 1,4 мм (рис 6.4). $I_n - 250A$, $V_{п/п} -$ от 0,5 до 6 м/мин, $V_n -$ от 0.15 до 0.2 м/мин.

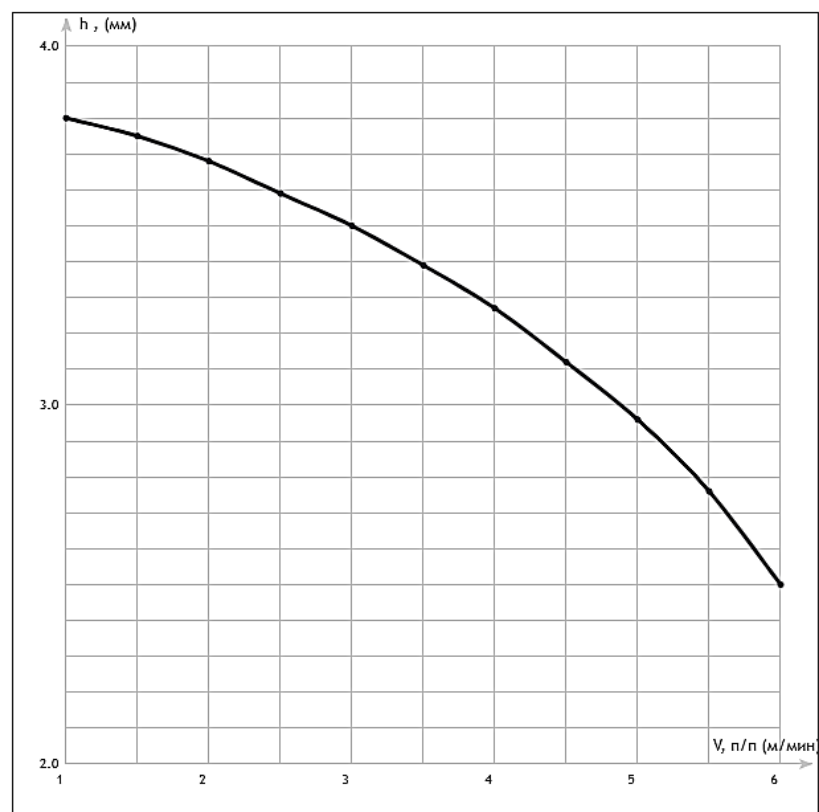


Рисунок 6.2 – График влияния режимов скорости подачи присадочной проволоки СвА7 на высоту валика

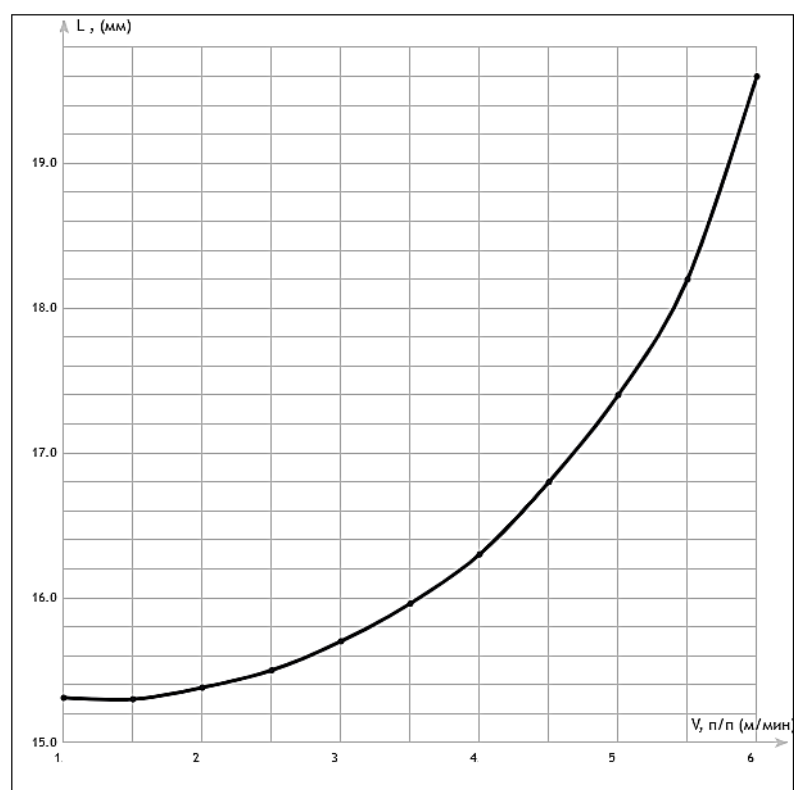


Рисунок 6.3 – График влияния режимов скорости подачи присадочной проволоки СвА7 на ширину валика

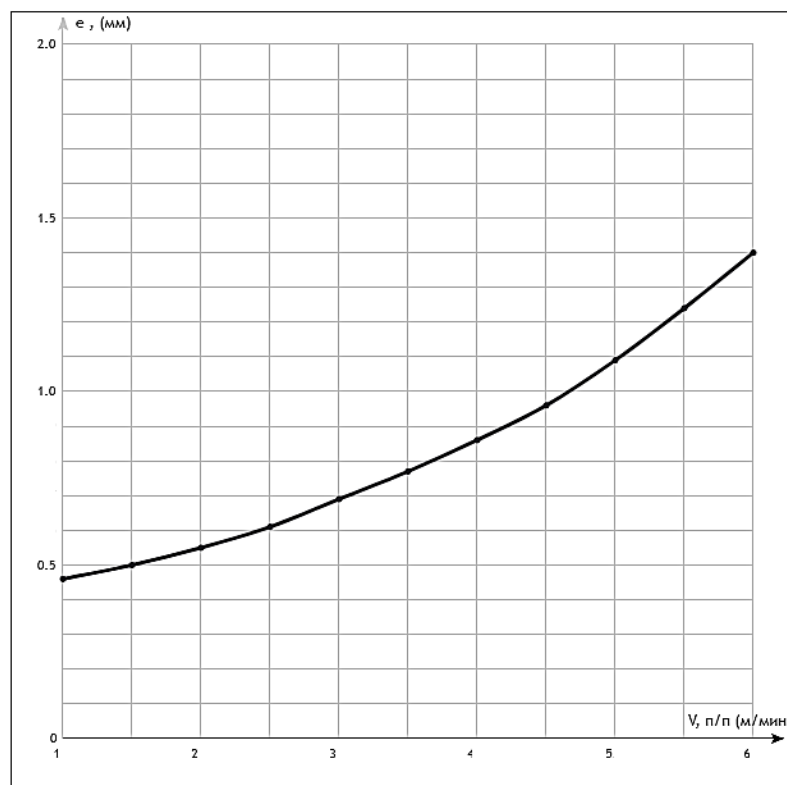


Рисунок 6.4 – График влияния режимов скорости подачи присадочной проволоки СвА7 на глубину проплавления

В ходе проведения химического анализа полученных в ходе наплавки образцов, была установлена взаимосвязь содержания алюминия в интерметаллидном покрытии и режимов наплавки. Среднее содержание Al в полученных образцах, составляет от 5,9 до 11,1 %.

С увеличением скорости подачи присадочной проволоки наблюдается увеличение содержания алюминия, что связано с увеличением общего расхода Al и уменьшения площади проплавления основного материала (рис. 6.5).

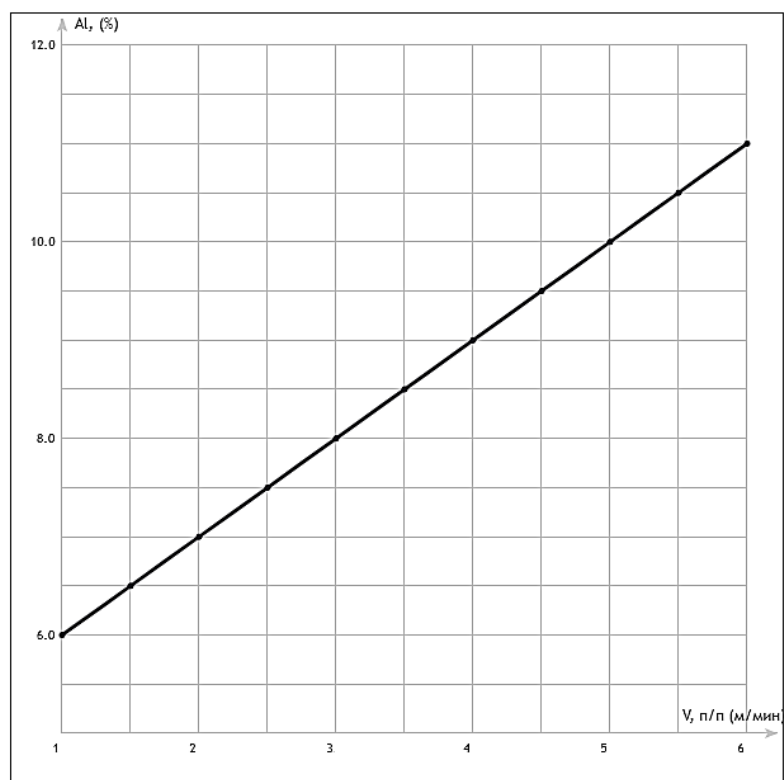


Рисунок 6.5 – График зависимости содержания Al от скорости подачи присадочной проволоки СвА7

.Изменения скорости наплавки, так же влияет на весовое содержание алюминия в полученном сплаве, процент Al можно регулировать как в большую так и в меньшую сторону.

«Исходя из полученных зависимостей химического состава наплавленного металла от режимов наплавки необходимо отметить, что управлять химическим составом наплавленного валика проще изменяя именно скорость подачи присадочной алюминиевой проволоки» [12].

По сечению наплавленного валика наблюдается незначительная неравномерность по химическому составу (рис.6.6) (таблица 6.3).

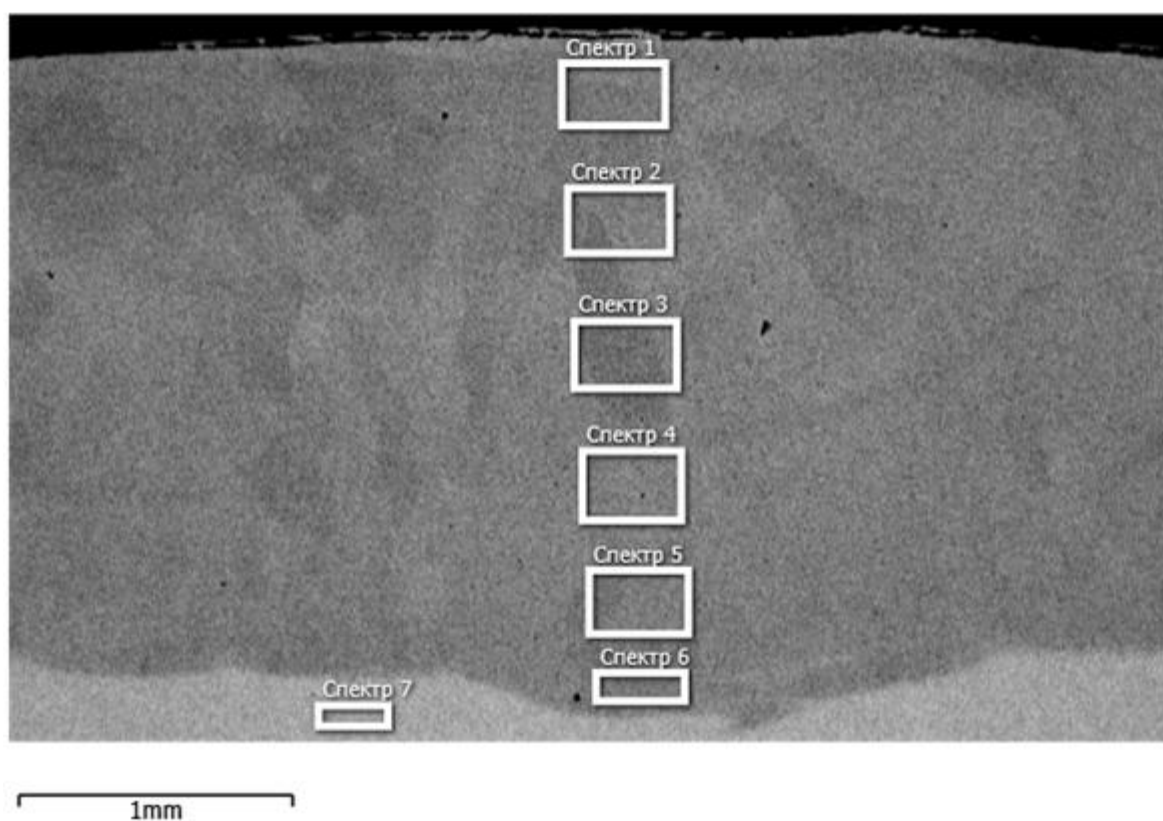


Рисунок 6.6 – Спектральное изображение сечения наплавленного присадочной проволоки СВА7 образца № 1

Таблица 6.3 – Содержание химически элементов в образце № 1

Спектр №	Al, %	Cr, %	Mn, %	Fe, %	Ni, %	Сумма, %
1	7,96	17,06	1,02	67,36	6,59	100
2	7,98	17,20	1,06	67,21	6,56	100
3	7,93	17,39	1,07	67,16	6,45	100
4	7,86	17,15	1,01	67,24	6,73	100
5	7,95	17,15	1,18	67,47	6,25	100
6	7,39	17,39	0,98	67,86	6,38	100
7	-	18,34	1,02	70,48	7,16	100

Интерметаллидные наплавленные образцы с содержанием Al в пределах 7 – 9 %, практически не имеют трещин. Наплавленные валики с содержанием в своем составе Al от 9 – 10 %, на участках подвергнутых визуально измерительному контролю имели от 2 до 5 трещин. Самое

большое количество трещин возникло в образцах с содержанием алюминия более 10 %, в γ -фазе (рис. 6.7) (таблица 6.4).

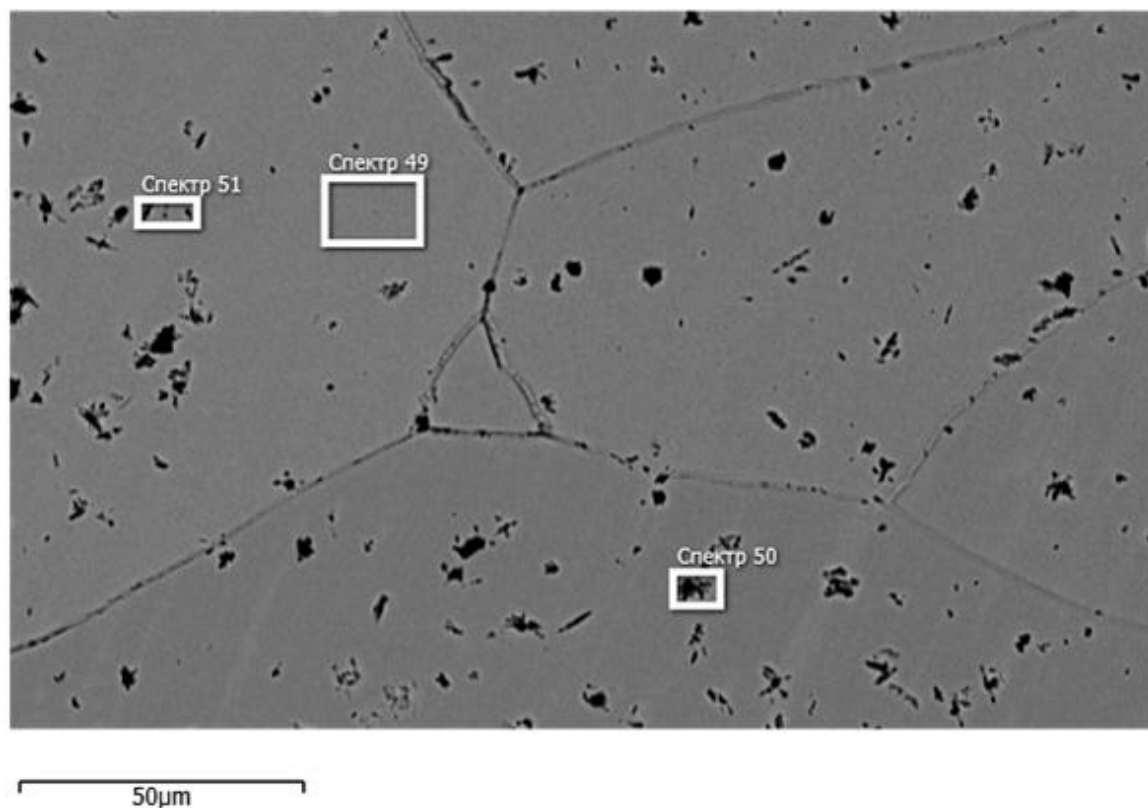


Рисунок 6.7 – Спектральное изображение сечения наплавленного присадочной проволоки СвА7 образца № 10

Таблица 6.4 – Содержание химических элементов в образце № 10

Спектр №	Al, %	Cr, %	Mn, %	Fe, %	Ni, %	Сумма, %
50	10,24	16.02	1.16	65.43	7.16	100
51	10,91	17.21	0.98	63.61	7.30	100
49	9,35	16.58	1.13	64.55	7.39	100

Общее содержание других химических элементов в наплавленных образцах, также претерпевали изменения в процессе наплавки (рис. 6.8).

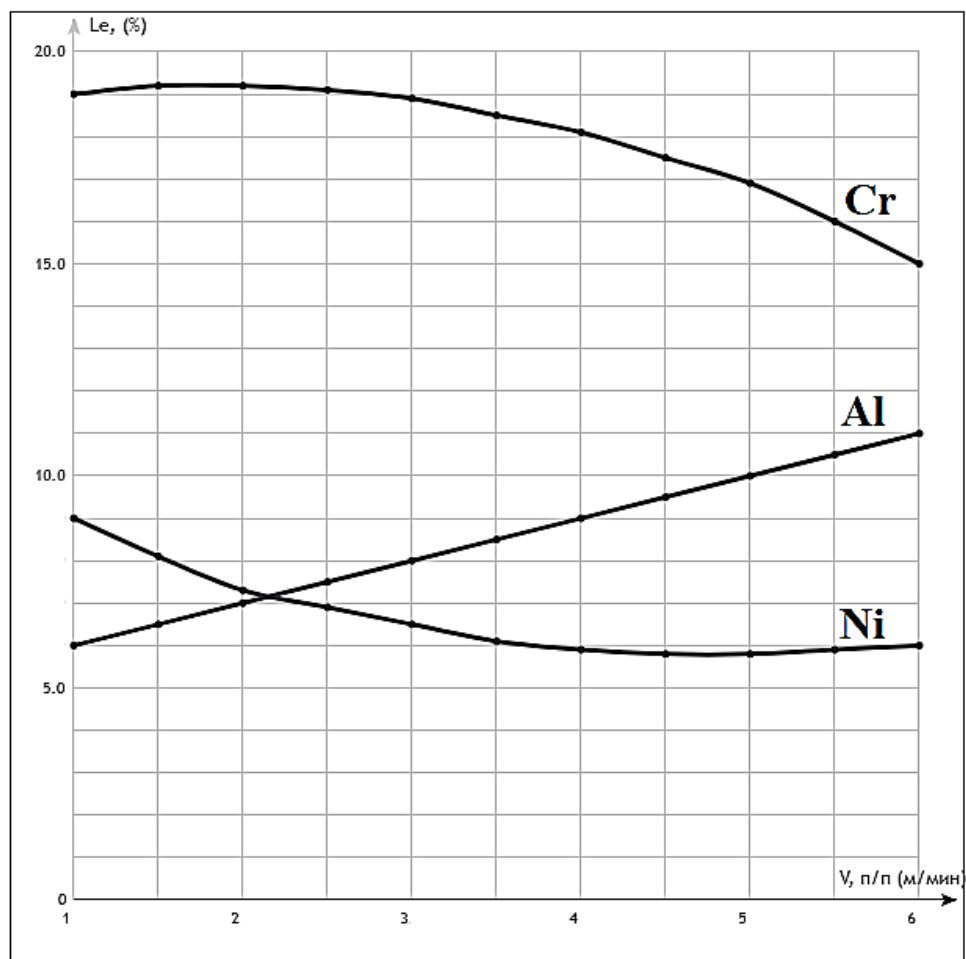


Рисунок 6.8 – График зависимости химического состава наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СвА7

Показатели замеров твердости наплавленных в ходе эксперимента образцов изменялась в интервале значений от 45 до 19 HRC. С увеличением скорости подачи присадочного материала, а значит и увеличением содержания в интерметаллиде алюминия, твердость образца падает.

Оптимальные значения показателей соотношения твердости и скорости подачи проволоки, были достигнуты при скорости от 0,5 до 1,0 м/мин, при этом содержание Al в сплаве сохранялось в пределах 7 - 8 %. (рис. 6.9).

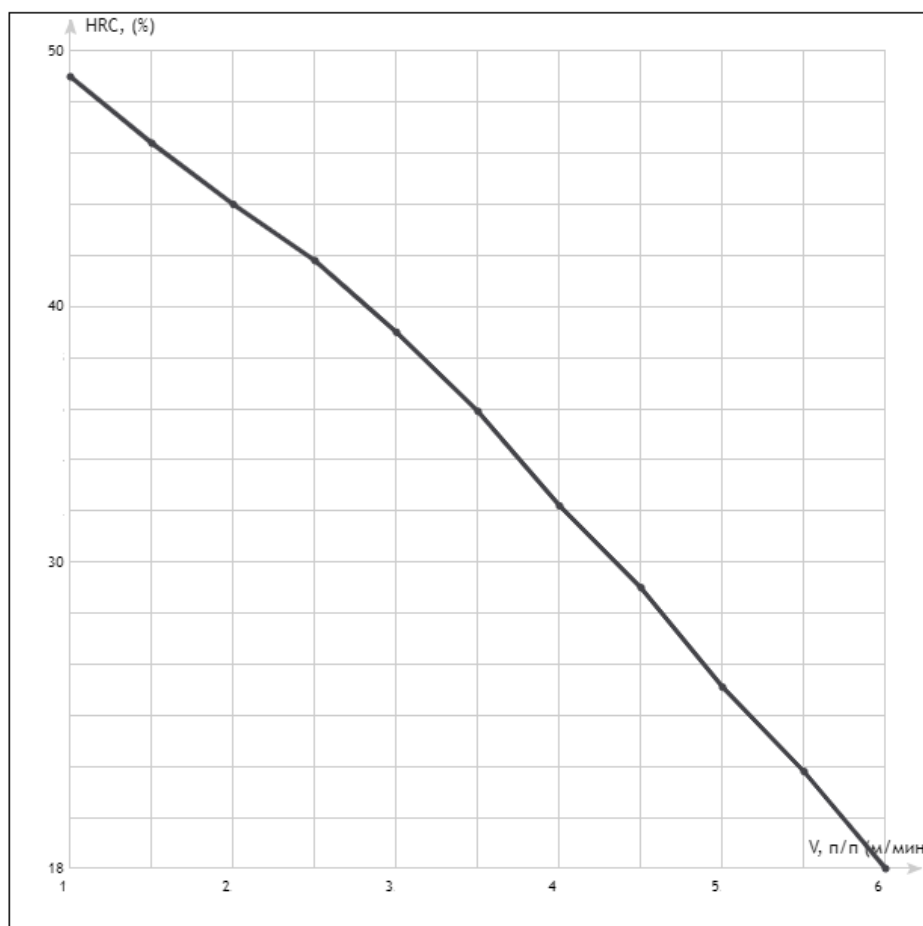


Рисунок 6.9 – График зависимости твердости наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СвА7

Износостойкость наплавленного материала наблюдалась в значениях от 0.80 до 1.90 условных единиц. С повышением содержания Al параметр износостойкости увеличивается, это связано с насыщением исходного материала алюминием.

С достижением определенного химического состава наплавленного материала, происходит резкое охрупчивание и как следствие растрескивание и выкрашивание, нанесенного в ходе наплавки покрытия, при абразивном воздействии на образец (рис. 6.10).

Показатели износостойкости с применением проволоки СвА7, оказались наименьшими, это может быть связано с отсутствием в составе кремния.

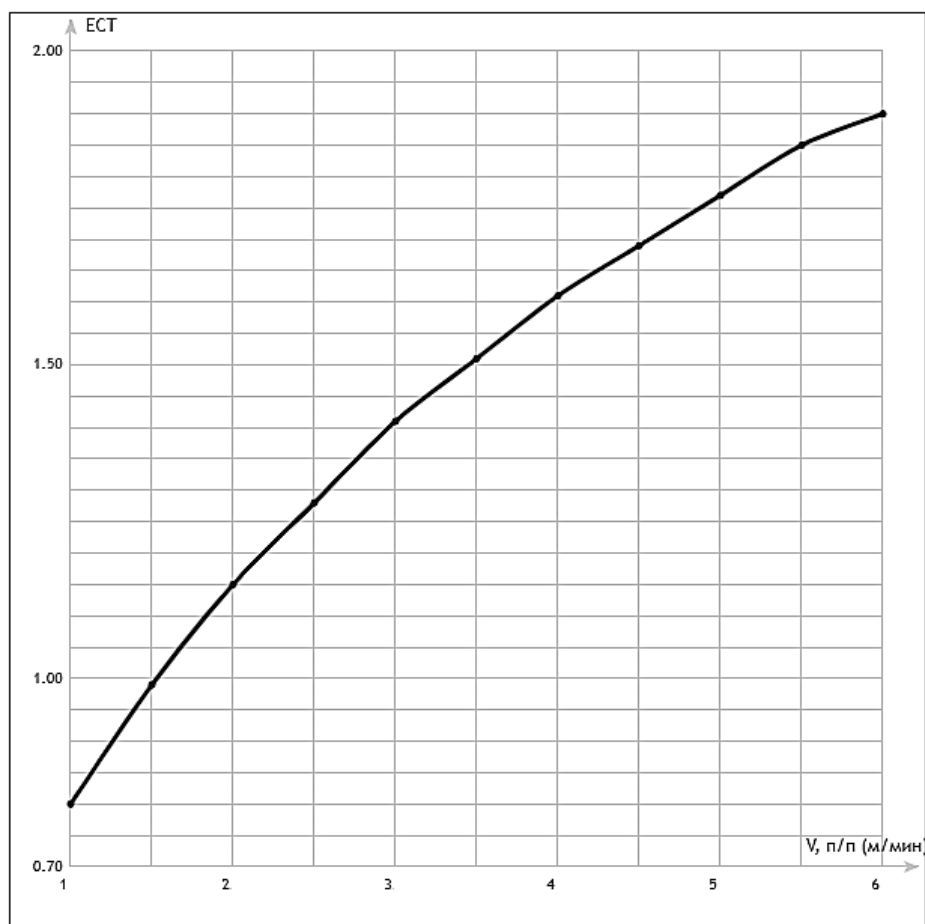


Рисунок 6.10 – График зависимости износостойкости наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СвА7

Исследование жаростойкости проводились при выдержке наплавленного материала в течении 300 часов при температуре в 800°C , показали, что потеря массы образцов крайне незначительна и не превышает 0.8 %. (рис. 6.11).

Набора массы образцами не наблюдалось, так как содержание Al в наплавленном покрытии не превышает 11.1 %, а следовательно окисление не очень большое и не препятствует очистки с поверхности образца оксидного слоя.

Незначительная потеря массы, скорее всего связана с небольшой для испытуемого интерметаллида выдержкой при проведении исследований жаростойкости, при длительном испытании масса образца может измениться с большими отклонениями.

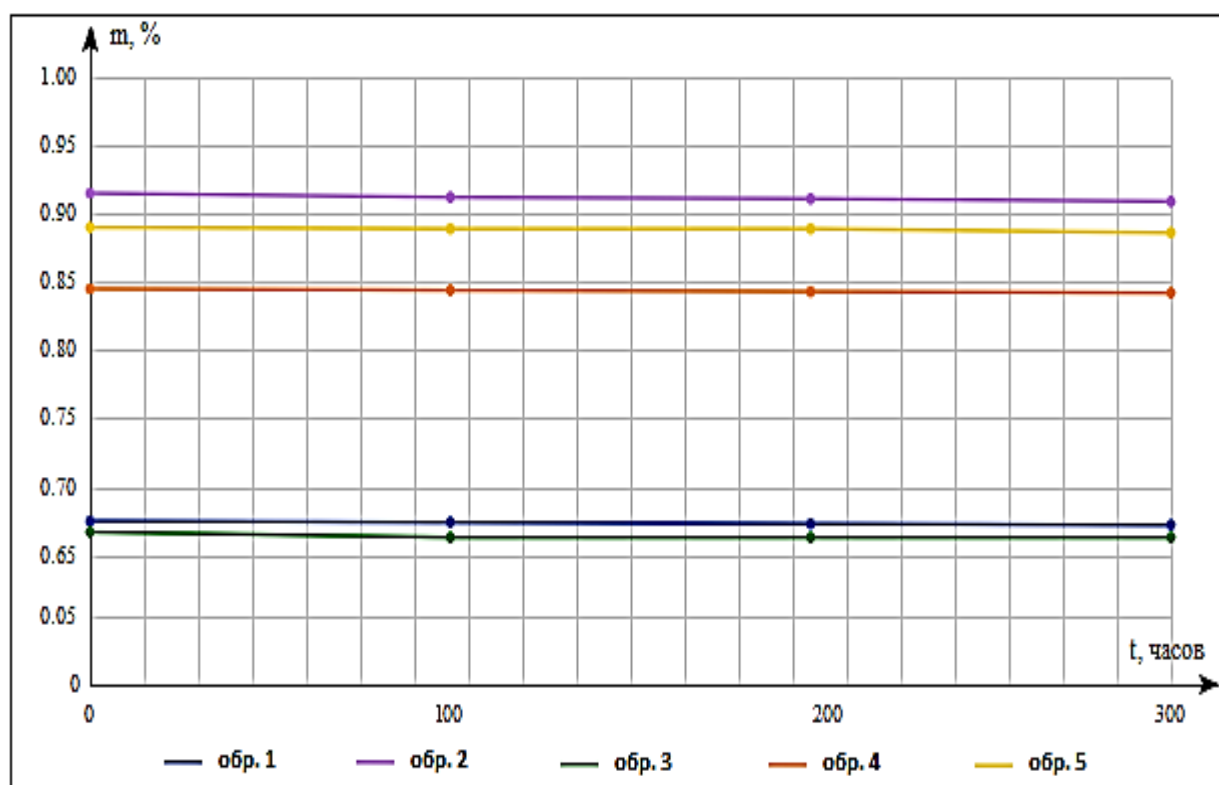


Рисунок 6.11 – График зависимости износостойкости наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СвА7

6.2 Результаты проведенных исследований наплавки присадочной проволокой СвАК5

Исследование наплавки интерметаллидных покрытий присадочной проволокой СвАК5, производились по аналогичной методике, с использованием наиболее подходящих режимов, уже испробованных на проволоке СвА7 (таблица 6.5).

Таблица 6.5 – Параметры режимов наплавки интерметаллидных покрытий Fe-Al, присадочной проволокой СвАК5

№ Образца	$V_{п/п}$, м/мин	$V_{н}$, м/мин	$I_{н}$, А
1	0,5	0,15	270
2	1	0,15	270
3	0,75	0,15	270
4	1,25	0,15	270
5	0,5	0,15	270
6	1	0,15	270
7	0,75	0,15	270
8	1,25	0,15	270

Полученные в ходе наплавки электродной присадочной проволокой СвАК5 на высоколегированную хромоникелевую сталь 12Х18Н10Т, в целом сформировали стабильный слой, при увеличении скорости наплавки, образование холодных трещин практически отсутствует, структура стабильна (рис. 6.12) (таблица 6.6).

Таблица 6.6 – Результаты измерительного контроля наплавленных с присадочной проволокой СвАК5 образцов

№ Образца	Ширина шва (L), мм	Высота шва (h), мм	Проплавление (e), мм	Кол-во трещин, шт.
1	14,9	3,5	0,7	0
2	16,1	3,5	0,8	1
3	15,6	3,9	1,0	0
4	17,8	3,8	1,1	0
5	15,1	2,9	1,4	0
6	17,0	3,5	1,1	0
7	16,5	3,9	1,1	0
8	17,9	4,1	1,3	2

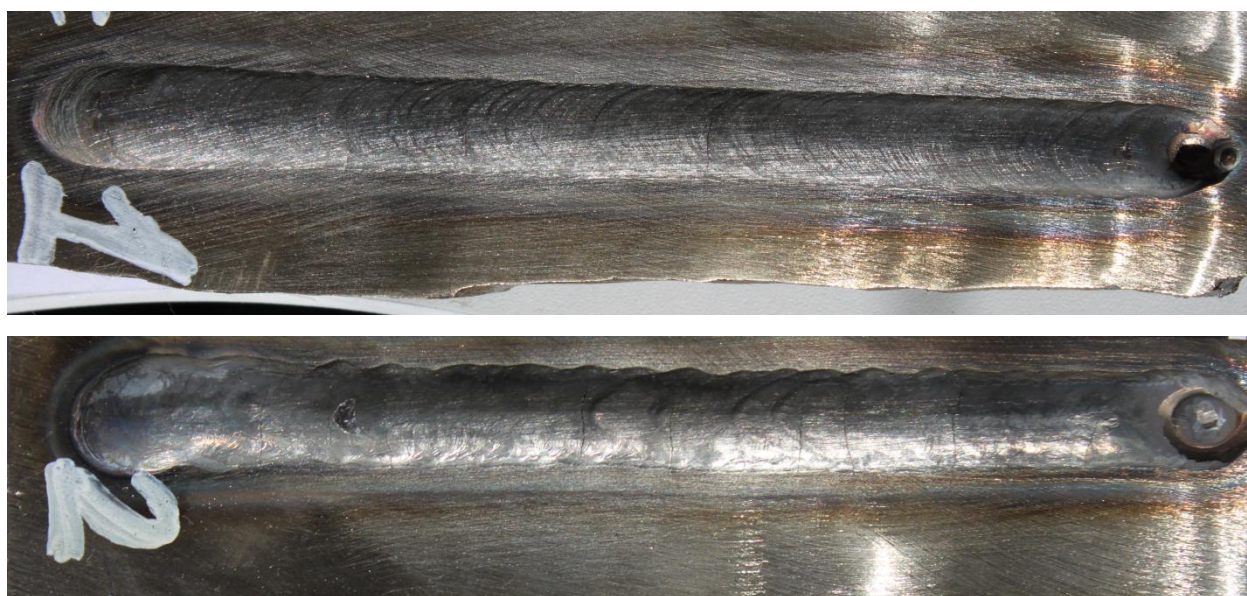


Рисунок 6.12 – Визуальный результат наплавки проволокой СвАК5

Геометрические параметры наплавленных валиков составляют: высота – от 2,9 до 4,1 мм (рис. 6.13), ширина – от 14,9 до 17,9 мм (рис. 6.14) , глубина проплавления – от 0,7 до 1,4 мм (рис 6.16). I_n – 270А, $V_{п/п}$ – от 0,5 до 1,25 м/мин, V_n – 0.15 м/мин.

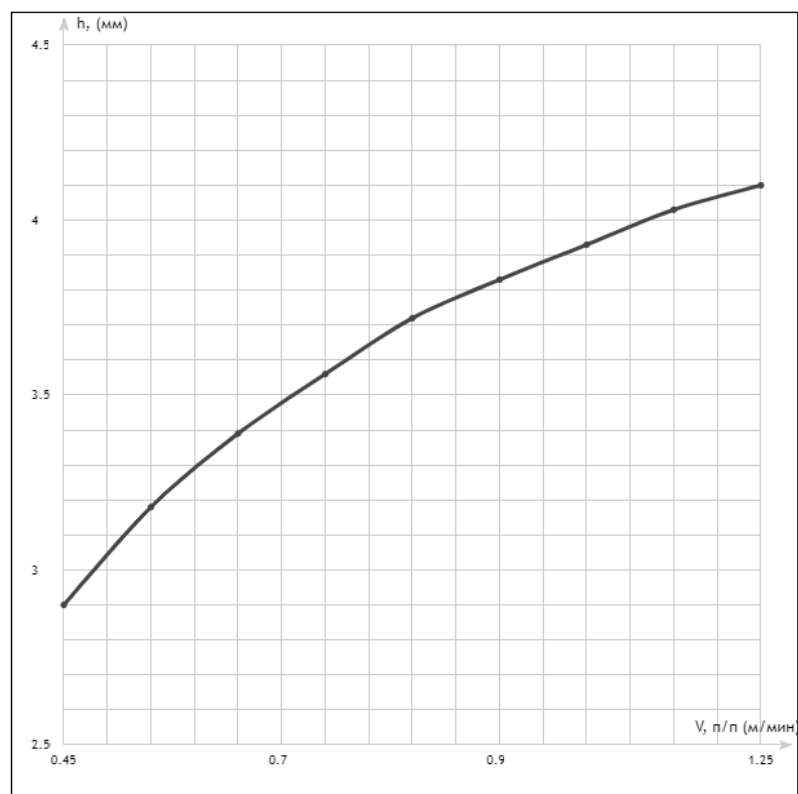


Рисунок 6.13 – График влияния режимов скорости подачи присадочной проволоки СВАК5 на высоту валика

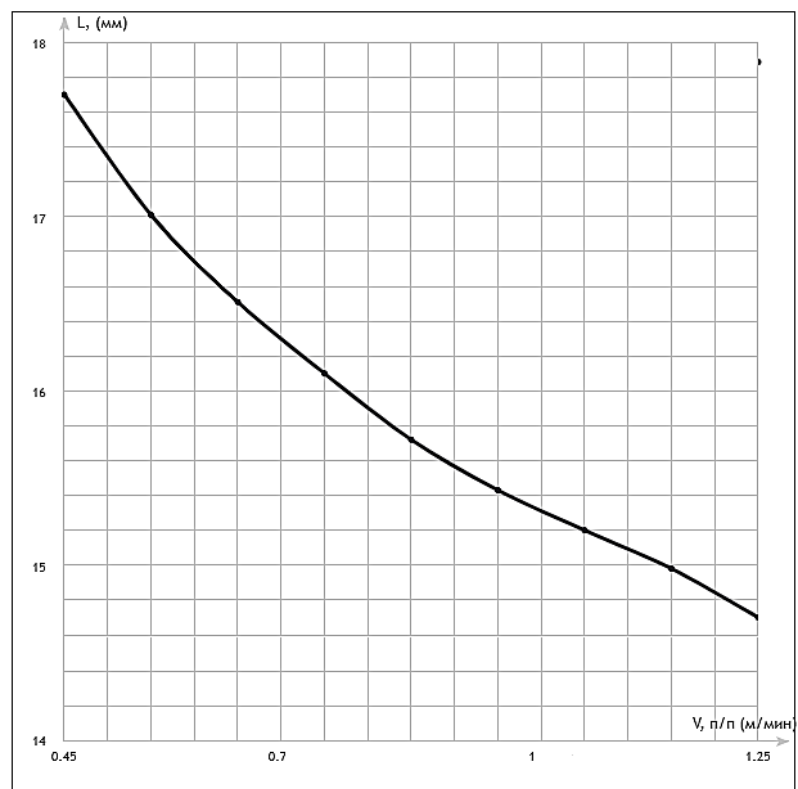


Рисунок 6.14 – График влияния режимов скорости подачи присадочной проволоки СВАК5 на ширину валика.

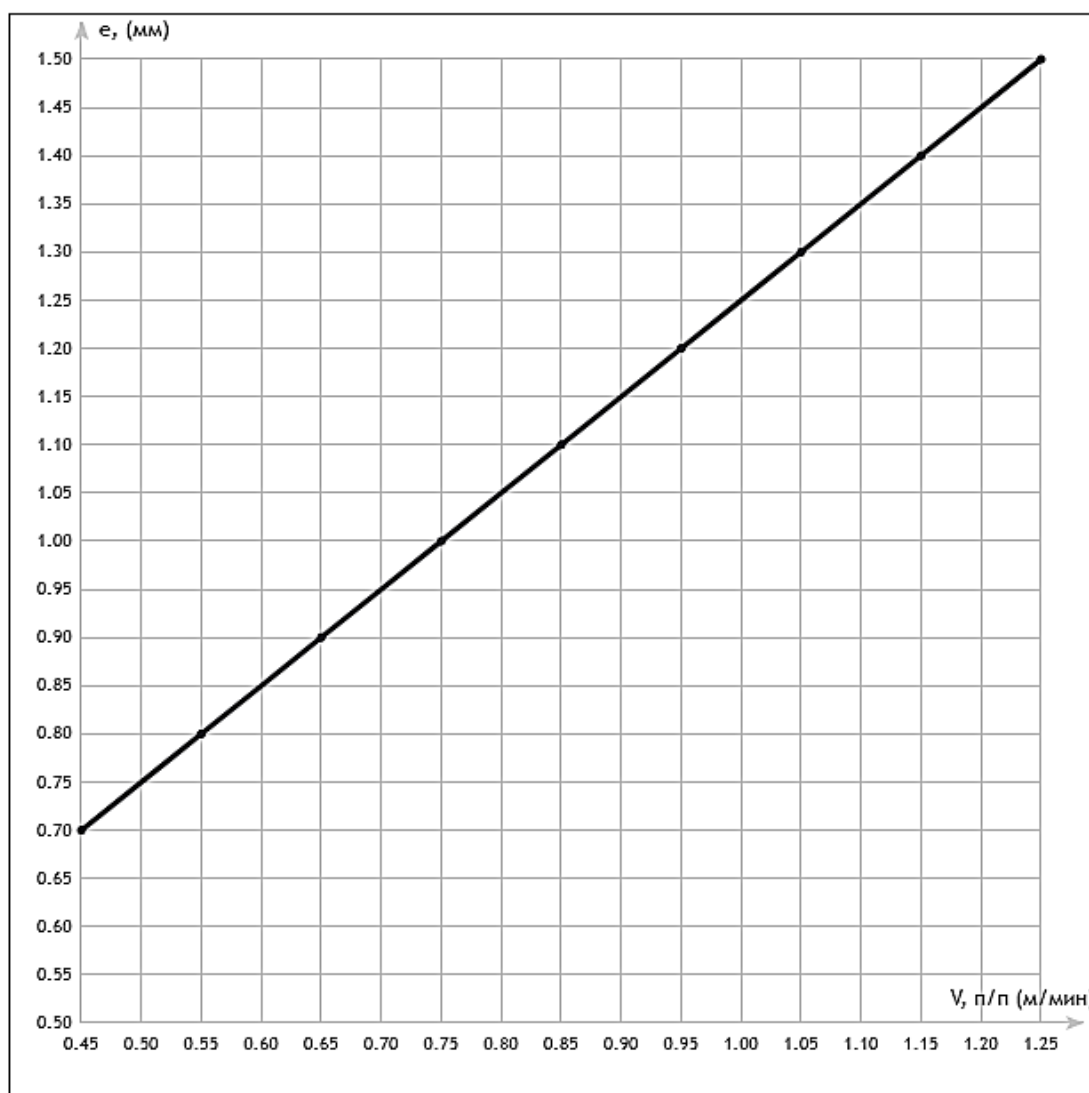


Рисунок 6.15 – График влияния режимов скорости подачи присадочной проволоки СвАК5 на глубину проплавления.

По результатам химического анализа наплавленных образцов, получены следующие результаты: содержание Al в наплавленном покрытии составило от 6,1 до 15,1 %.

Так же замечена связь между содержанием алюминия в сплаве и увеличением скорости подачи присадочной проволоки, процент содержания увеличивается (рис. 6.16).

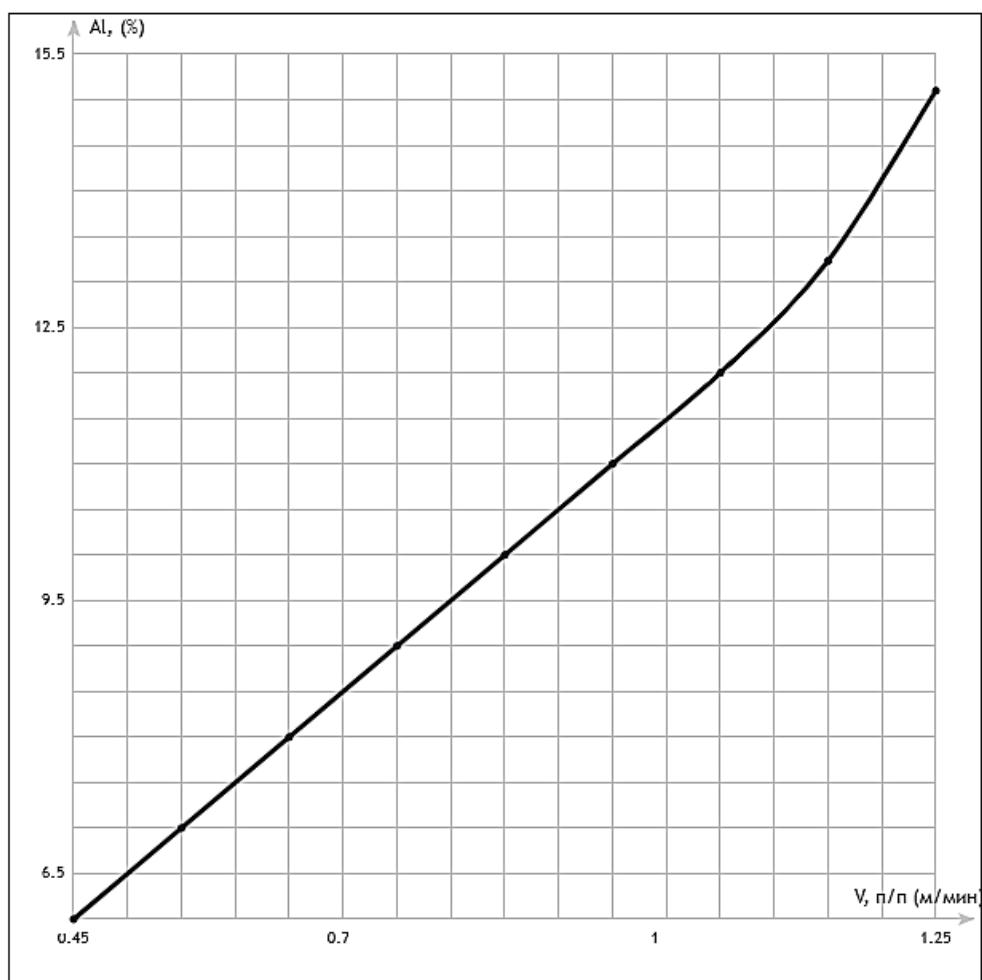


Рисунок 6.16 – График зависимости содержания Al от скорости подачи присадочной проволоки СвАК5

«При возрастании скорости подачи присадочной проволоки, в связи с увеличением массового расхода проволоки и уменьшения площади проплавления основного металла» [15].

Содержание алюминия в наплавленном металле поднялось до 15.1%. Кроме алюминия, в наплавленном покрытии увеличивалось содержание кремния, магния, хрома .

Химический анализ показал неравномерность по составу в отдельных контролируемых спектрах (рис. 6.17) (таблица 6.7).

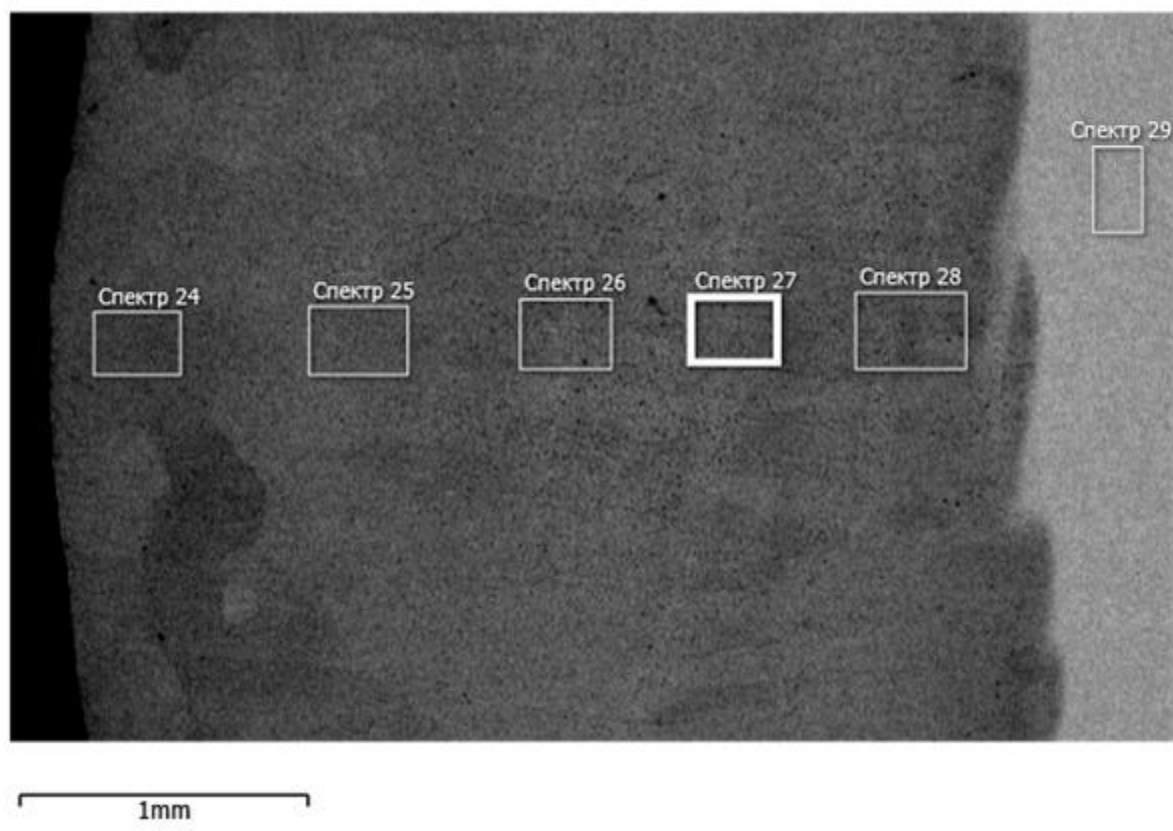


Рисунок 6.17 – Спектральное изображение сечения наплавленного присадочной проволоки СвАК5 образца № 4

Таблица 6.7 – Содержание химических элементов в образце № 4

Спектр №	Al, %	Cr, %	Mn, %	Fe, %	Si, %	Ni, %	Сумма, %
24	11,13	15,94	1,05	63,84	0,31	7,73	100
25	9,39	16,44	1,02	65,29	0,30	7,56	100
26	9,29	16,40	1,05	65,57	0,26	7,44	100
27	9,09	16,52	0,98	65,63	0,30	7,48	100
28	9,20	16,48	1,01	65,40	0,30	7,61	100
29	-	17,92	1,07	71,72	0,36	7,94	100

Образцы с содержанием алюминия в наплавленном покрытии в диапазоне от 9,20 – 10 %, не имеют трещин. При увеличении содержания Al выше 10 %, существует вероятность появления холодных трещин. ВИК показал от 1-2 трещины. Трещины возникли в образцах наплавленных с высокой скоростью подачи проволоки (рис. 6.18) (таблица 6.8).

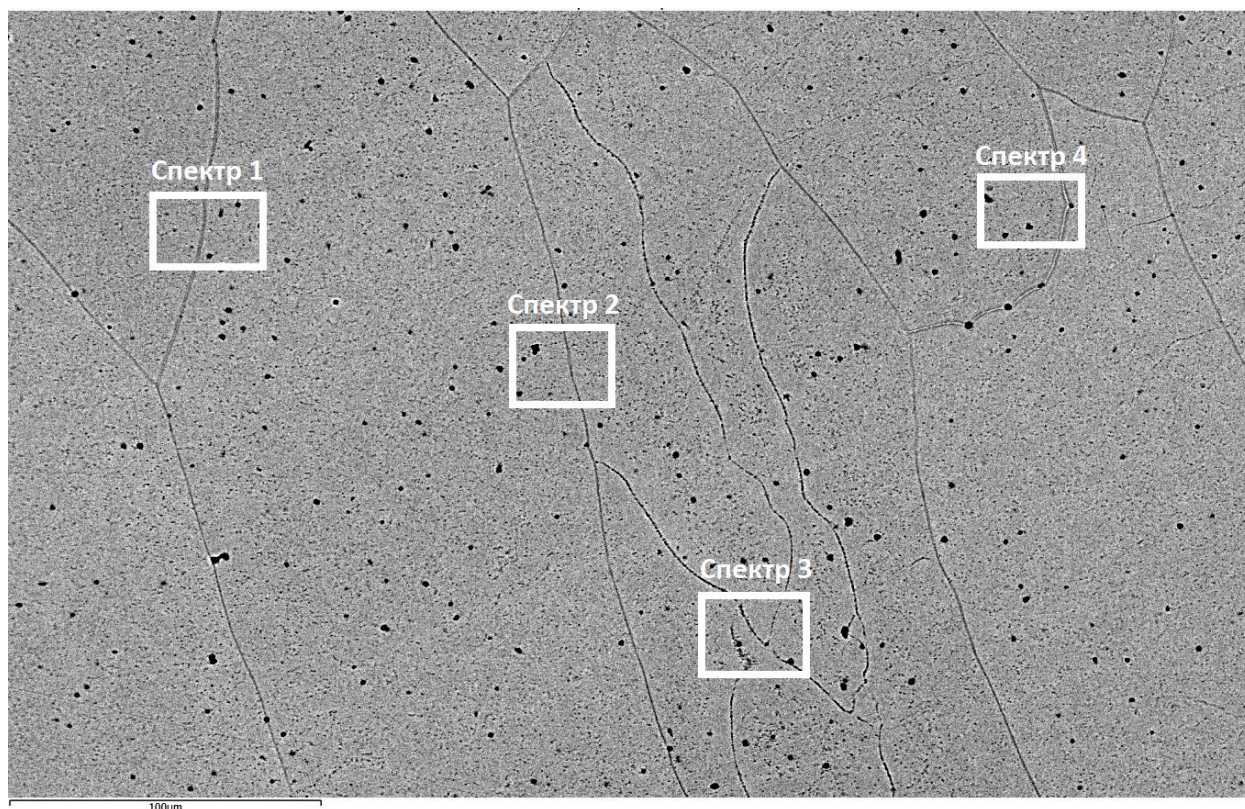


Рисунок 6.18 – Спектральное изображение сечения наплавленного присадочной проволоки СвАК5 образца № 8

Таблица 6.8 – Содержание химически элементов в образце № 8

Спектр №	Al, %	Cr, %	Mn, %	Fe, %	Ni, %	Si, %	Сумма, %
1	14,24	14.94	1.05	61.84	7.73	0.31	100
2	12,39	15.44	1.02	63.29	7.56	0.30	100
3	12.29	15.40	1.05	63.57	7.44	0.26	100
4	12.09	15.52	0.98	63.63	7.48	0.30	100

С ростом скорости подачи проволоки содержание Al выросло, содержание Si колебалось в пределах 0,30 %, незначительно увеличилось содержание Cr (рис. 6.19).

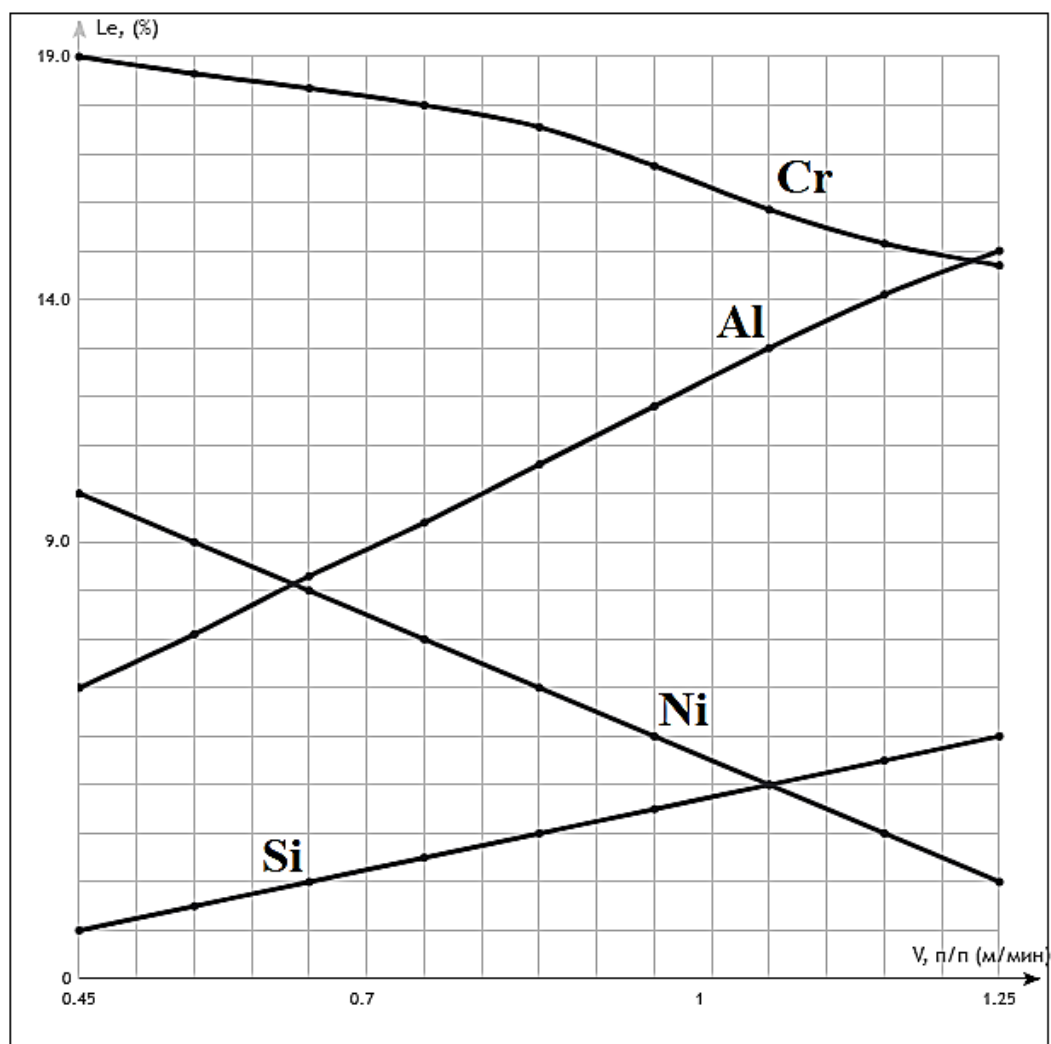


Рисунок 6.19 – График зависимости химического состава наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СВАК5

При анализе твердости полученных в ходе наплавки покрытий, были получены результаты замеров в пределах от 44 до 18 HRC. В зависимости от скорости подачи присадочного материала, и роста содержания в интерметаллиде Al, твердость падает.

При скорости подачи проволоки от 0,5 до 0,75 м/мин, соотношение твердости и скорости наиболее оптимальны, количество алюминия в данном диапазоне составляет 10 - 12 %. (рис. 6.20).

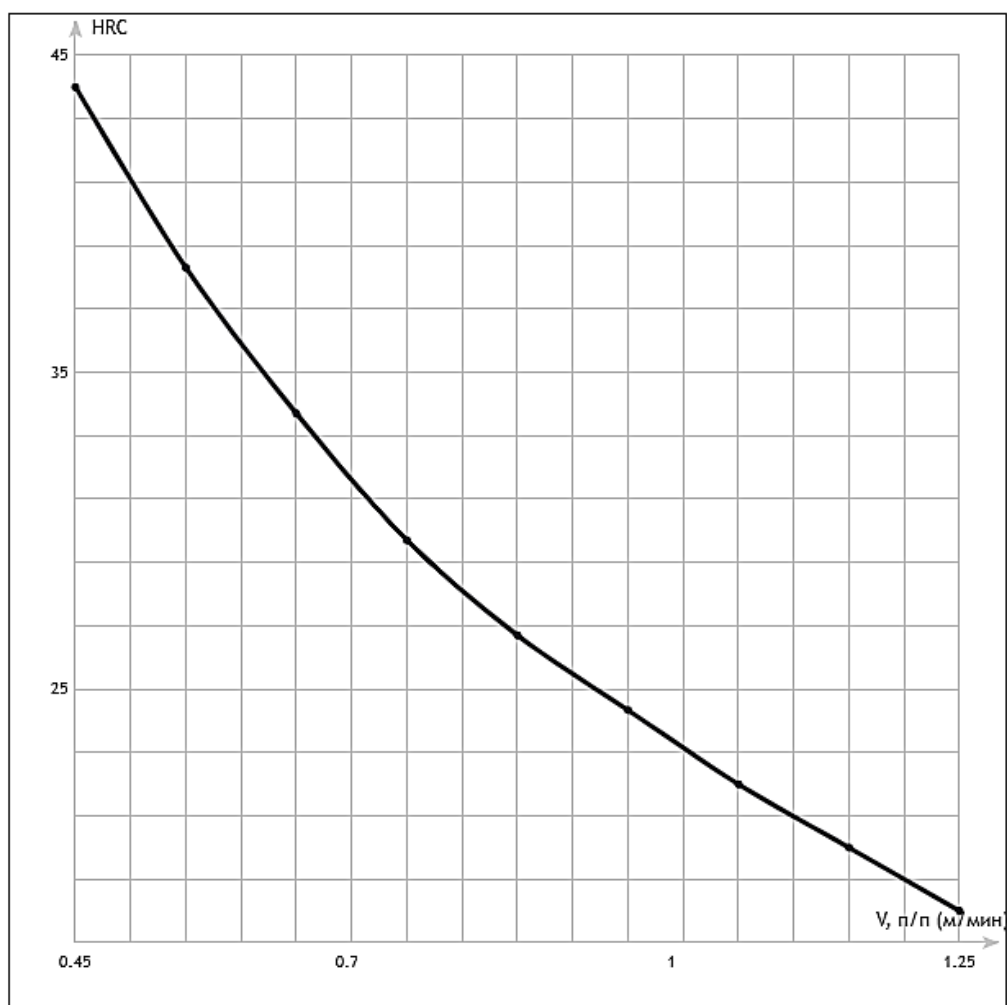


Рисунок 6.20 – График зависимости твердости наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СвАК5

Показатели замера относительной износостойкости наплавленного материала колеблется в пределах от 0,70 до 2,50 условных единиц. С повышением содержания Al и Si уменьшается износостойкость наплавленного материала.

«Еще более высокое содержания легирующих элементов снижает значение относительной износостойкости наплавленного металла» (рис. 6.21) [16].

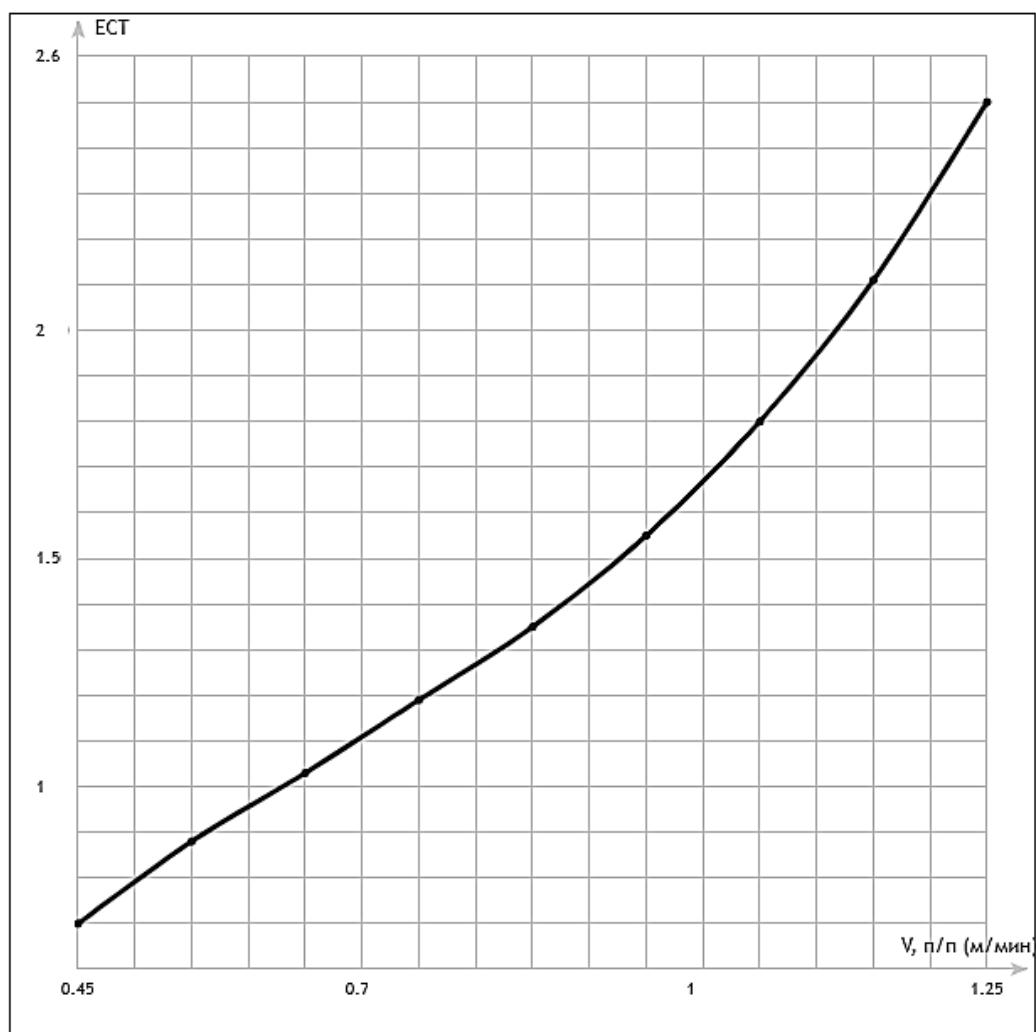


Рисунок 6.21 – График зависимости износостойкости наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СВАК5

Исследование жаростойкости проводились при выдержке наплавленного материала в течении 300 часов при температуре в 800°C , показали, что потеря массы образцов крайне незначительна и не превышает 0.7 %. (рис. 6.22).

Набора массы образцами не наблюдалось, так как содержание Al в наплавленном покрытии не превышает 14,5 %, а следовательно окисление не очень большое и не препятствует очистки с поверхности образца оксидного слоя.

Незначительная потеря массы, скорее всего связана с небольшой для испытуемого интерметаллида выдержкой при проведении исследований

жаростойкости, при длительном испытании масса образца может измениться с большими отклонениями.

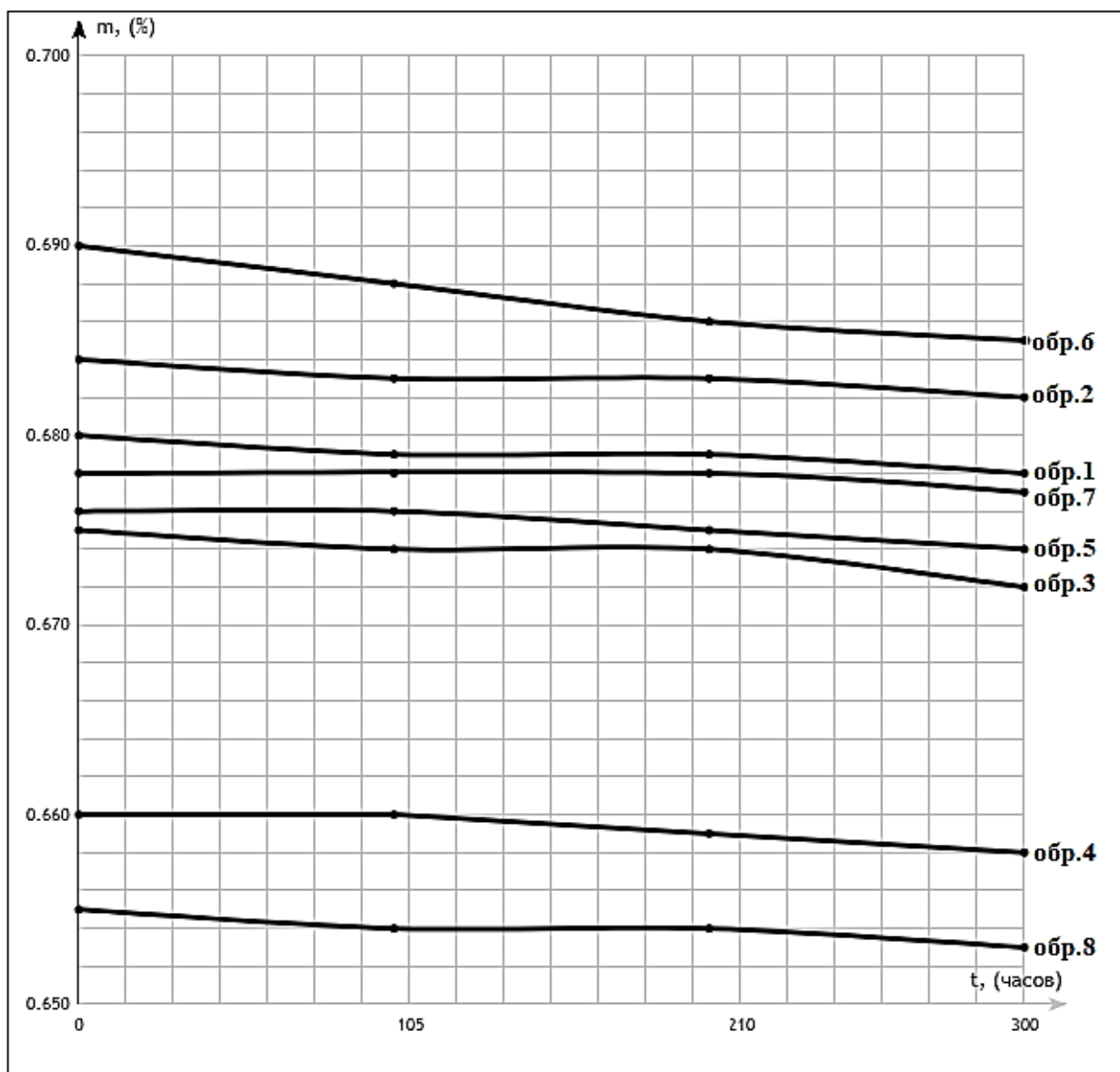


Рисунок 6.22 – График зависимости износостойкости наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СВАК5

6.3 Результаты проведенных исследований наплавки присадочной проволокой СвАК12

Третьим экспериментом стала наплавки интерметаллидных покрытий присадочной проволокой СвАК12. Мероприятия производились по отработанной методике, с использованием заранее подобранных режимов наплавки, уже испробованных на проволоке СвА7 и СвАК5 (таблица 6.9).

Таблица 6.9 – Параметры режимов наплавки интерметаллидных покрытий Fe-Al, присадочной проволокой СвАК12

№ Образца	$V_{п/п}$, м/мин	$V_{н}$, м/мин	$I_{н}$, А
1	0,5	0,15	270
2	1	0,15	270
3	0,75	0,15	270
4	1,25	0,15	270
5	0,5	0,15	270
6	1	0,15	270
7	0,75	0,15	270
8	1,25	0,15	270

Наплавленные образцы, полученные в ходе наплавки электродной присадочной проволокой СвАК12 на высоколегированную хромоникелевую сталь 12Х18Н10Т, образовали достаточно стабильный слой, при увеличении

скорости наплавки, образование холодных трещин практически отсутствует, структура стабильна (рис. 6.23) (таблица 6.10).

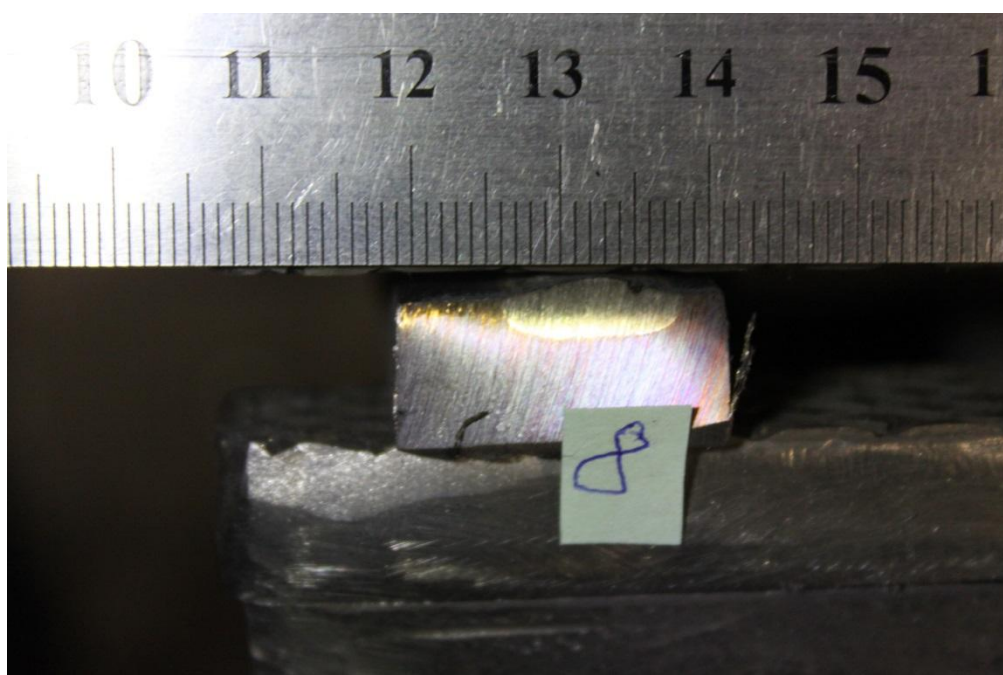
Таблица 6.10 – Результаты измерительного контроля наплавленных с присадочной проволокой СВАК12 образцов

№ Образца	Ширина шва (L), мм	Высота шва (h), мм	Проплавление (e), мм	Кол-во трещин, шт.
1	15,8	2,7	1,7	0
2	16,4	2,4	1,8	0
3	16,7	2,4	1,9	0
4	17,1	2,3	2,1	0
5	16,8	2,9	1,8	0
6	17,5	2,5	1,8	0
7	17,0	3,0	1,9	1
8	17,4	2,6	2,3	0

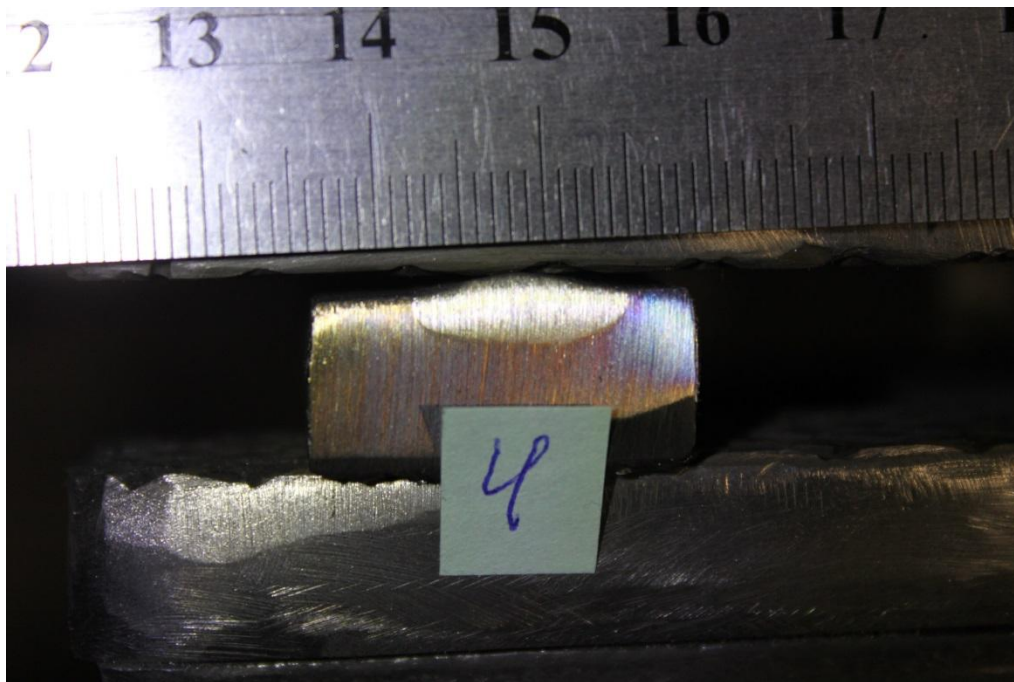


Рисунок 6.23 – Визуальный результат наплавки проволокой СВАК12

Замеры производились с помощью визуально измерительного контроля (рис. 6.24)



а)



б)

Рисунок 6.24 – Визуальный измерительный контроль наплавленного материала: а) образец № 8; б) образец № 4

Геометрические параметры наплавленного на основной металл слоя составляют: высота – от 2,4 до 3,0 мм (рис. 6.25), ширина – от 15,8 до 17,5 мм (рис. 6.26) , глубина проплавления – от 1,7 до 2,3 мм (рис 6.27). $I_n - 270A$, $V_{п/п}$ – от 0,5 до 1,25 м/мин, $V_n - 0.15$ м/мин.

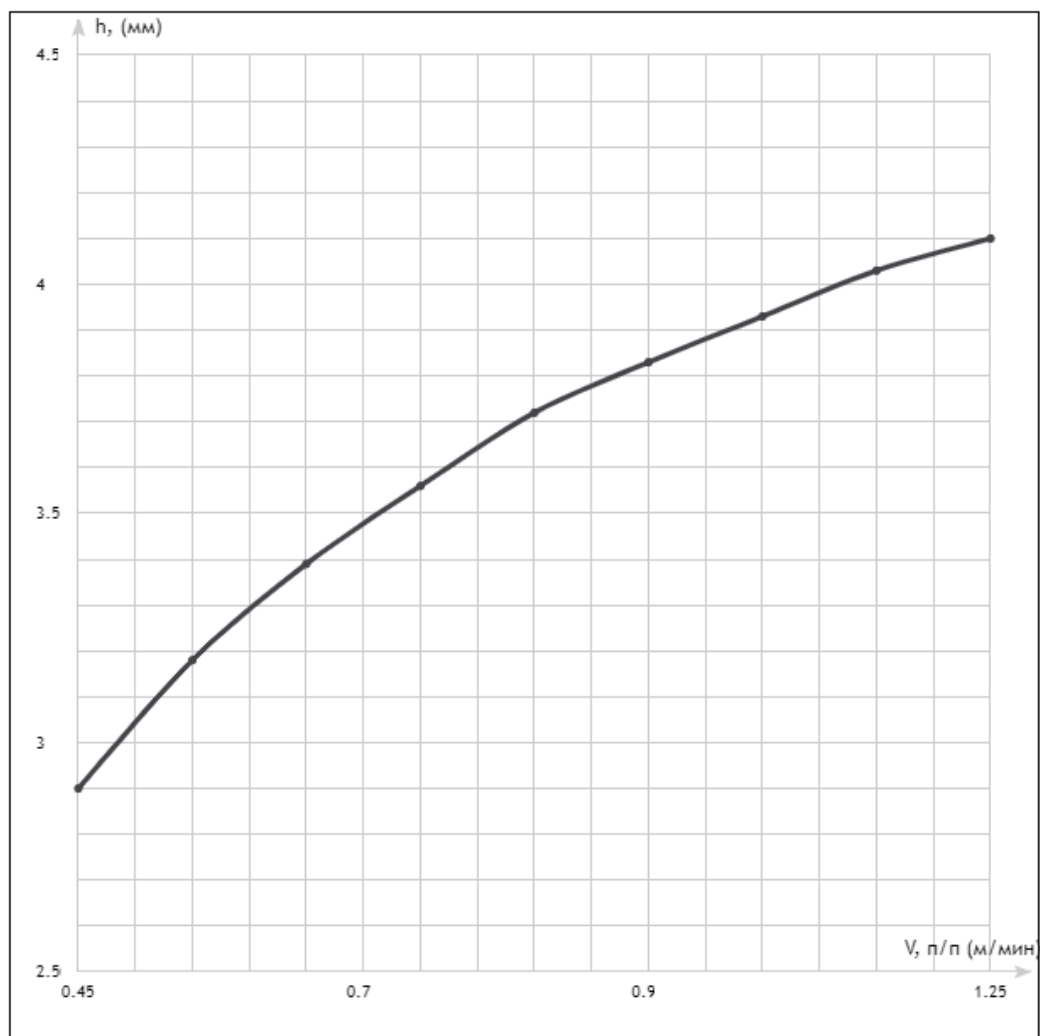


Рисунок 6.25 – График влияния режимов скорости подачи присадочной проволоки СвАК12 на высоту валика

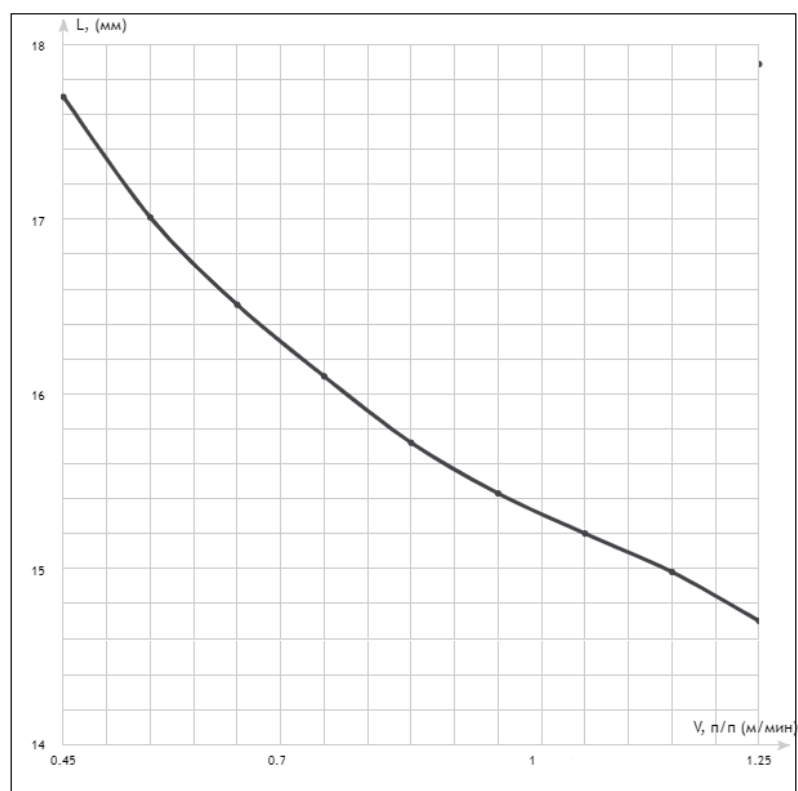


Рисунок 6.26 – График влияния режимов скорости подачи присадочной проволоки СВАК12 на ширину валика

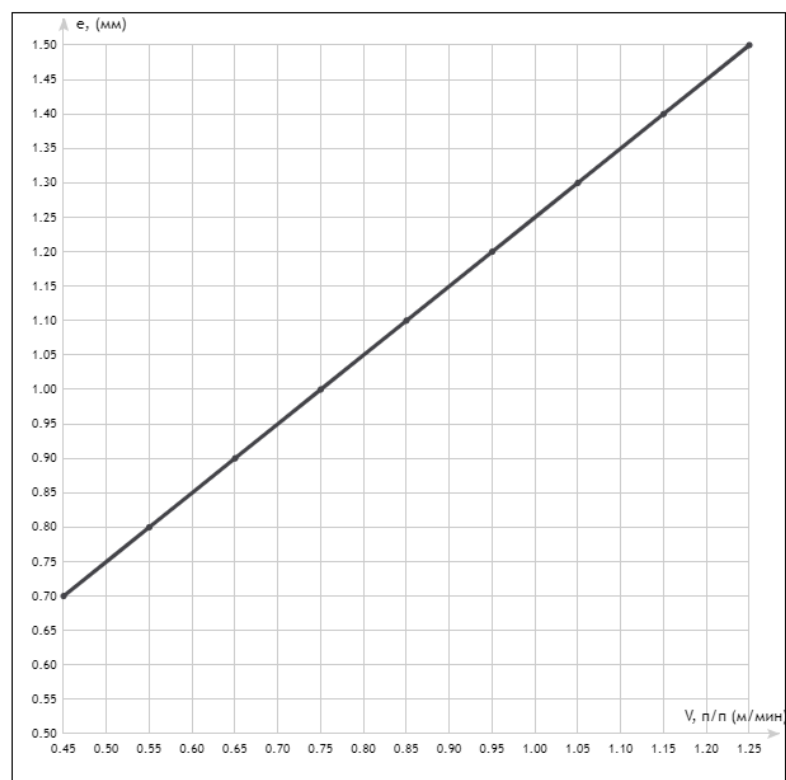


Рисунок 6.27 – График влияния режимов скорости подачи присадочной проволоки СВАК12 на глубину проплавления.

По результатам химического анализа наплавленных образцов, получены следующие результаты: содержание Al в наплавленном покрытии составило от 4 до 12.5 %.

Так же как и при предыдущих экспериментах, прослеживается связь между содержанием алюминия в сплаве и увеличением скорости подачи присадочной проволоки, процент содержания пропорционально увеличивается (рис. 6.28).

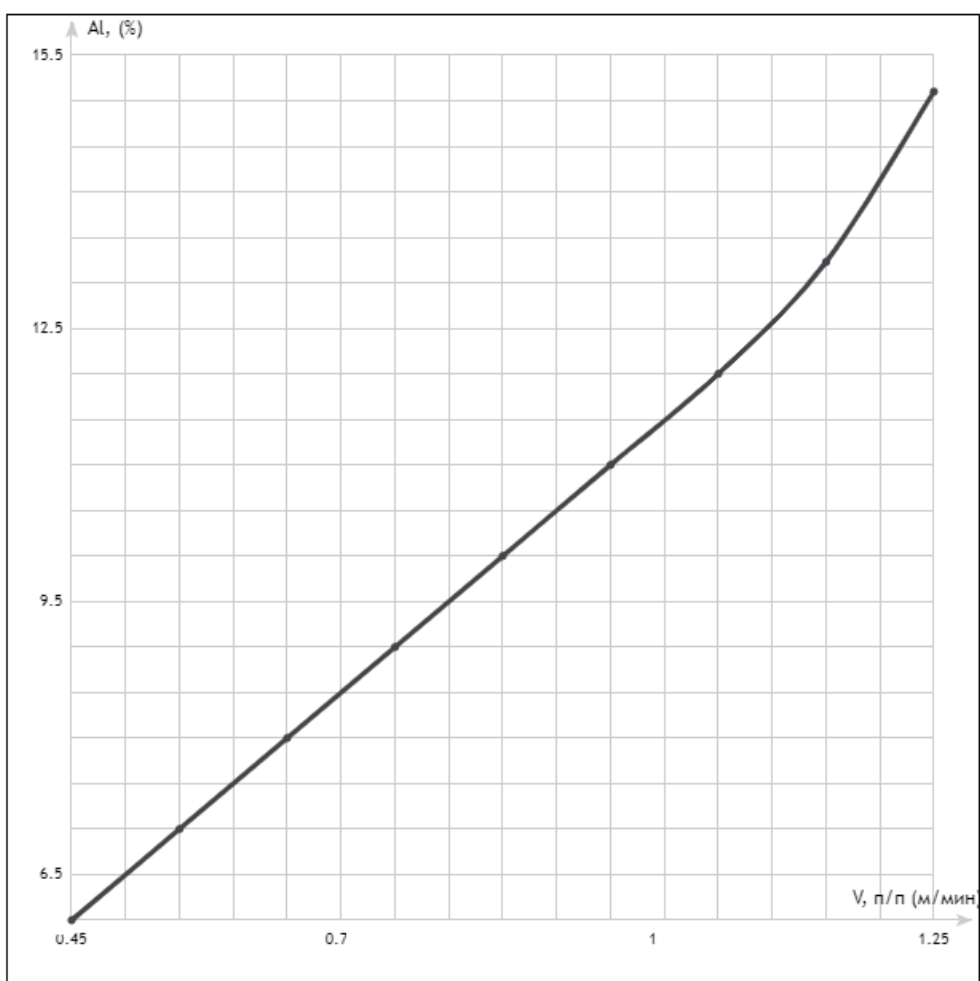


Рисунок 6.28 – График зависимости содержания Al от скорости подачи присадочной проволоки СвАК5

Содержание алюминия в наплавленном металле поднялось до 12,5%. Кроме алюминия, в наплавленном покрытии также увеличивалось содержание и других легирующих элементов: кремния, магния, хрома .

Химический анализ показал результаты неравномерного распределения (рис.6.29) (таблица 6.11).

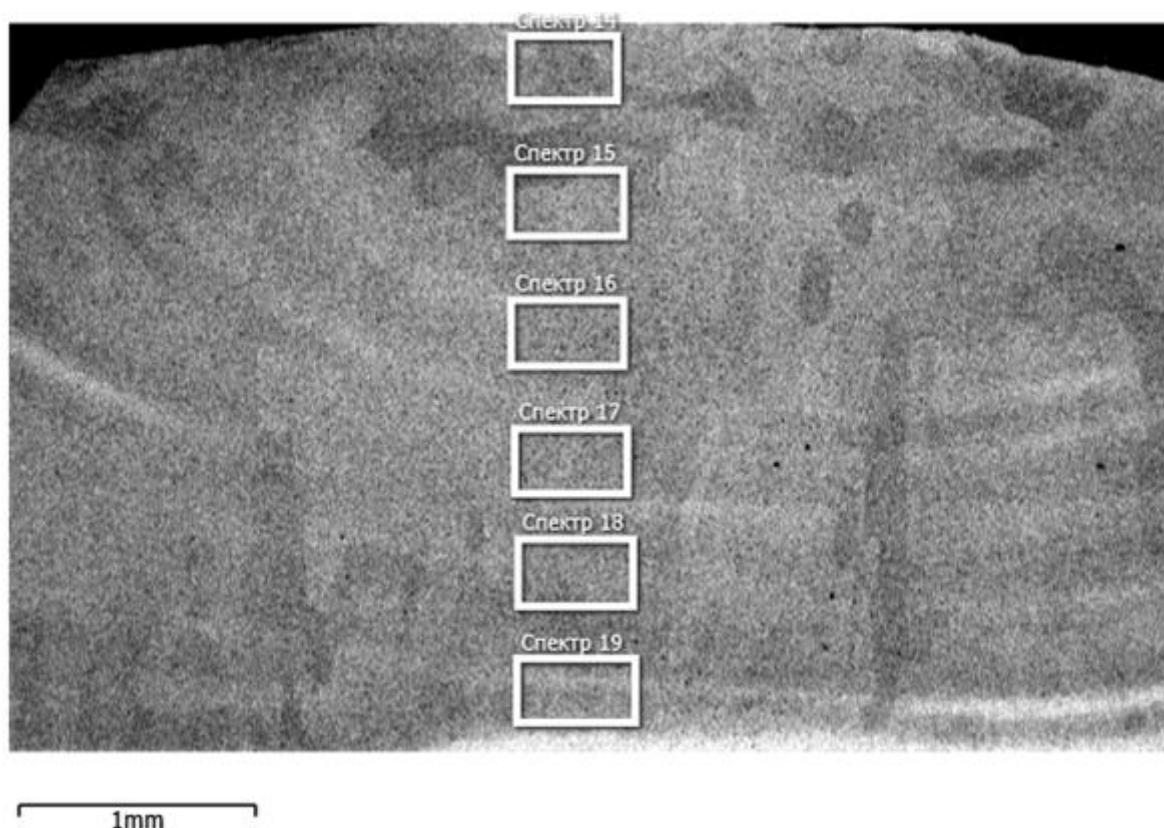


Рисунок 6.29 – Спектральное изображение сечения наплавленного присадочной проволоки СвАК12 образца № 3

Таблица 6.11 – Содержание химических элементов в образце № 3

Спектр №	Al, %	Cr, %	Mn, %	Fe, %	Si, %	Ni, %	Сумма, %
14	8,98	16,91	1,12	65,16	0,36	7,48	100
15	8,79	16,95	1,02	65,67	0,30	7,26	100
16	9,29	16,85	0,94	65,22	0,27	7,42	100
17	8,85	17,04	1,11	65,27	0,32	7,41	100
18	8,89	16,80	1,02	65,41	0,32	7,56	100
19	7,97	17,28	0,92	66,12	0,33	7,39	100

Образцы с содержанием алюминия в наплавленном покрытии в диапазоне от 8,89 – 10,5 %, не имеют трещин. При увеличении содержания Al в составе сплава выше 10.5%, существует вероятность появления

холодных трещин. ВИК показал 1 трещину, которая возникла в образце № 7, (рис. 6.30) (таблица 6.12).

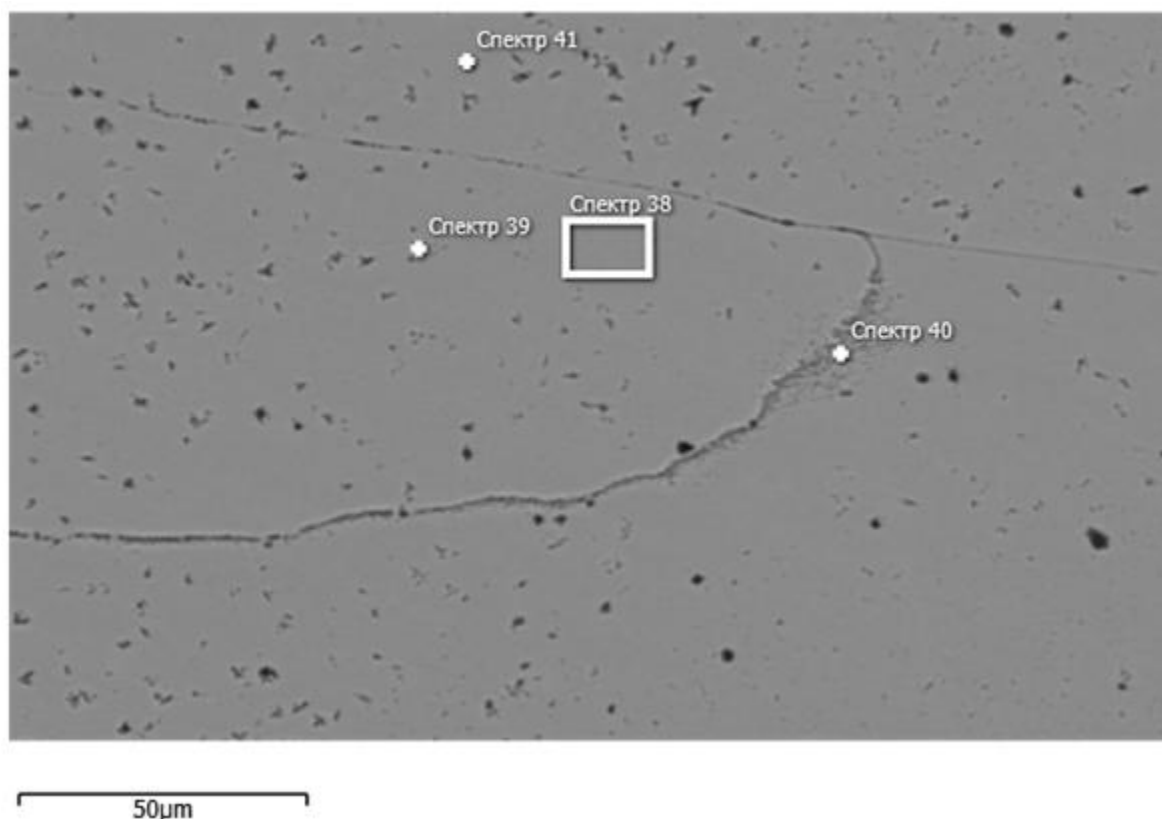


Рисунок 6.30 – Спектральное изображение сечения наплавленного присадочной проволоки СВАК12 образца № 7

Таблица 6.12 – Содержание химически элементов в образце № 7

Спектр №	Al, %	Cr, %	Mn, %	Fe, %	Ni, %	Si, %	Сумма, %
1	14,24	14.94	1.05	61.84	7.73	0.31	100
2	12,39	15.44	1.02	63.29	7.56	0.30	100
3	12.29	15.40	1.05	63.57	7.44	0.26	100
4	12.09	15.52	0.98	63.63	7.48	0.30	100

С ростом скорости подачи проволоки содержание Al выросло, содержание Si колебалось в пределах 0,30 %, незначительно увеличилось содержание Cr (рис. 6.31).

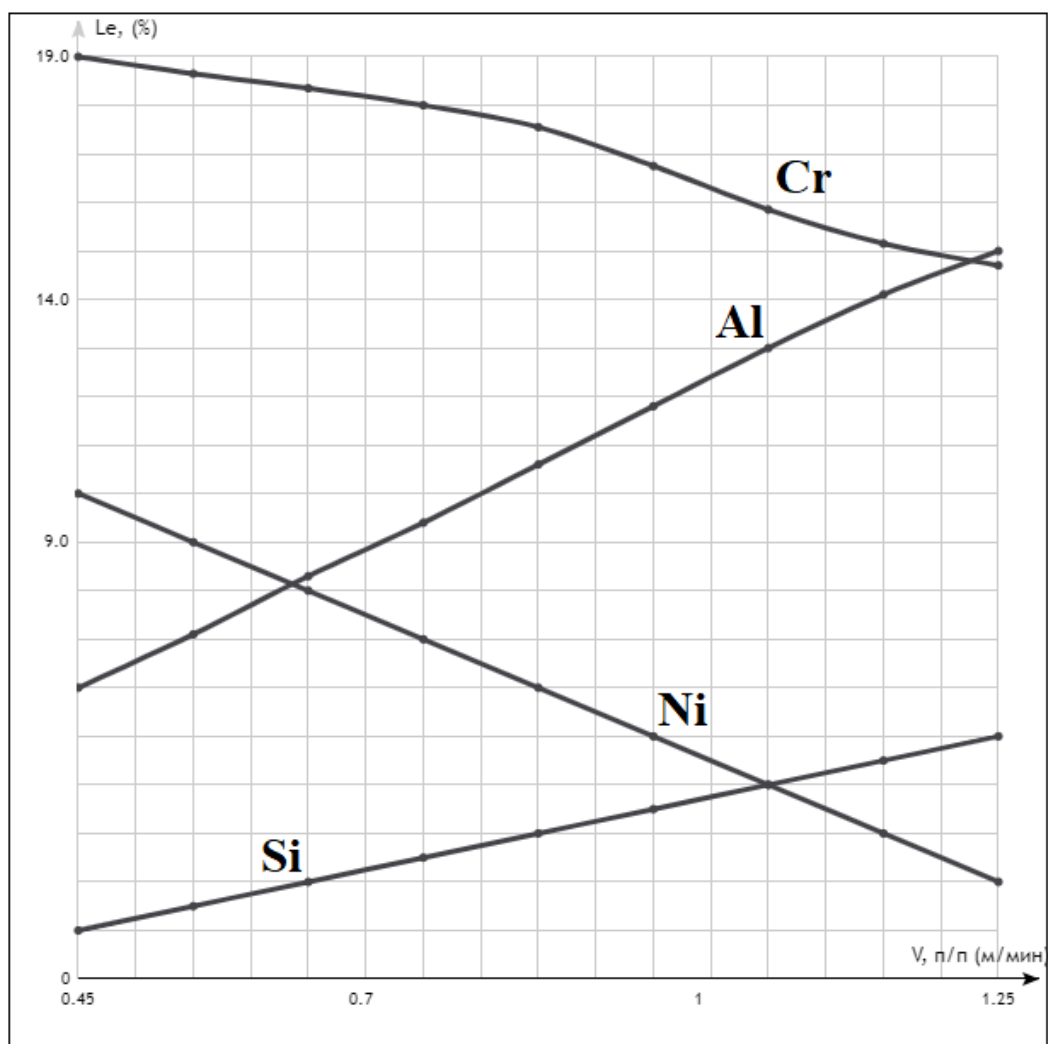


Рисунок 6.31 – График зависимости химического состава наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СВАК12

При анализе твердости полученных в ходе наплавки покрытий, были получены результаты замеров в пределах от 44 до 18 HRC. В зависимости от скорости подачи присадочного материала, и роста содержания в интерметаллиде Al, твердость падает.

При скорости подачи проволоки от 0,5 до 0,75 м/мин, соотношение твердости и скорости наиболее оптимальны, количество алюминия в данном диапазоне составляет 10 - 12 %. (рис. 6.32).

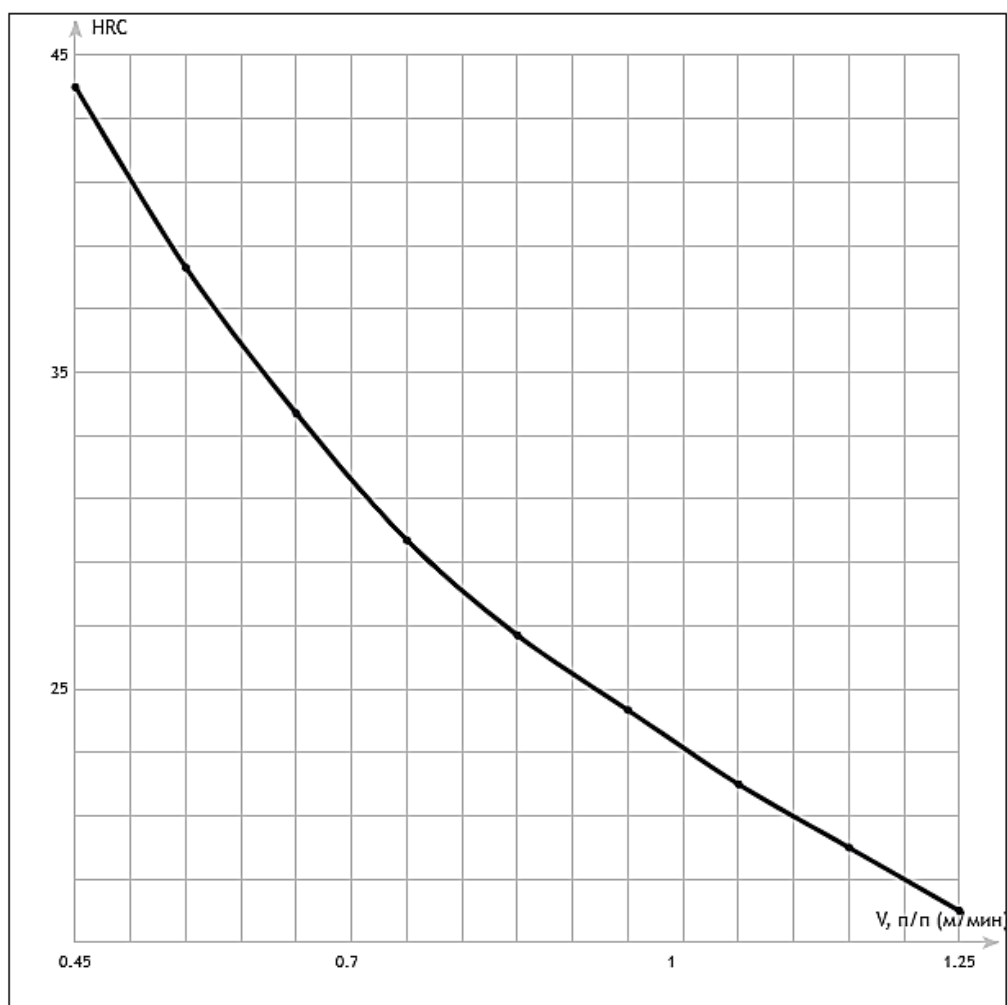


Рисунок 6.32 – График зависимости твердости наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СвАК12

Показатели замера относительной износостойкости наплавленного материала колеблется в пределах от 0,70 до 2,50 условных единиц. С повышением содержания Al и Si уменьшается износостойкость наплавленного материала.

«Еще более высокое содержания легирующих элементов снижает значение относительной износостойкости наплавленного металла» (рис. 6.33) [16].

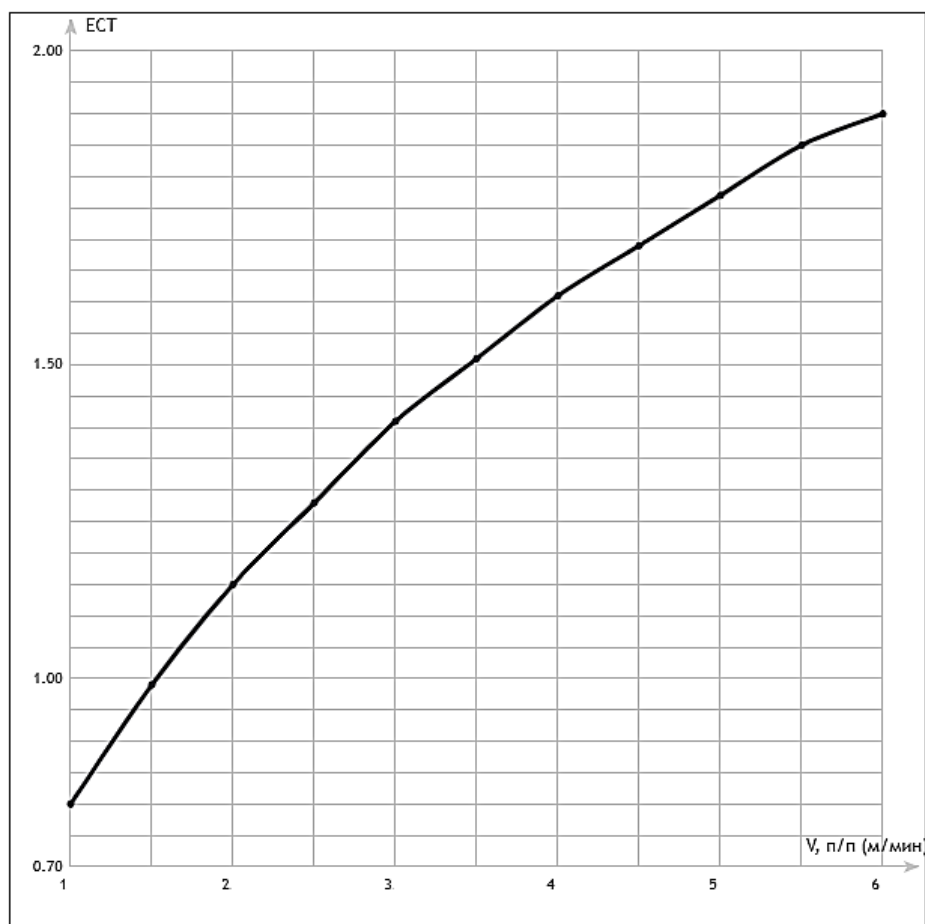


Рисунок 6.33 – График зависимости износостойкости наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СВАК12

Исследование жаростойкости проводились при выдержке наплавленного материала в течении 300 часов при температуре в 800°C , показали, что потеря массы образцов крайне незначительна и не превышает 0.7 %. (рис. 6.34).

Набора массы образцами не наблюдалось, так как содержание Al в наплавленном покрытии не превышает 14,5 %, а следовательно окисление не очень большое и не препятствует очистки с поверхности образца оксидного слоя.

Незначительная потеря массы, скорее всего связана с небольшой для испытуемого интерметаллида выдержкой при проведении исследований жаростойкости, при длительном испытании масса образца может измениться с большими отклонениями.

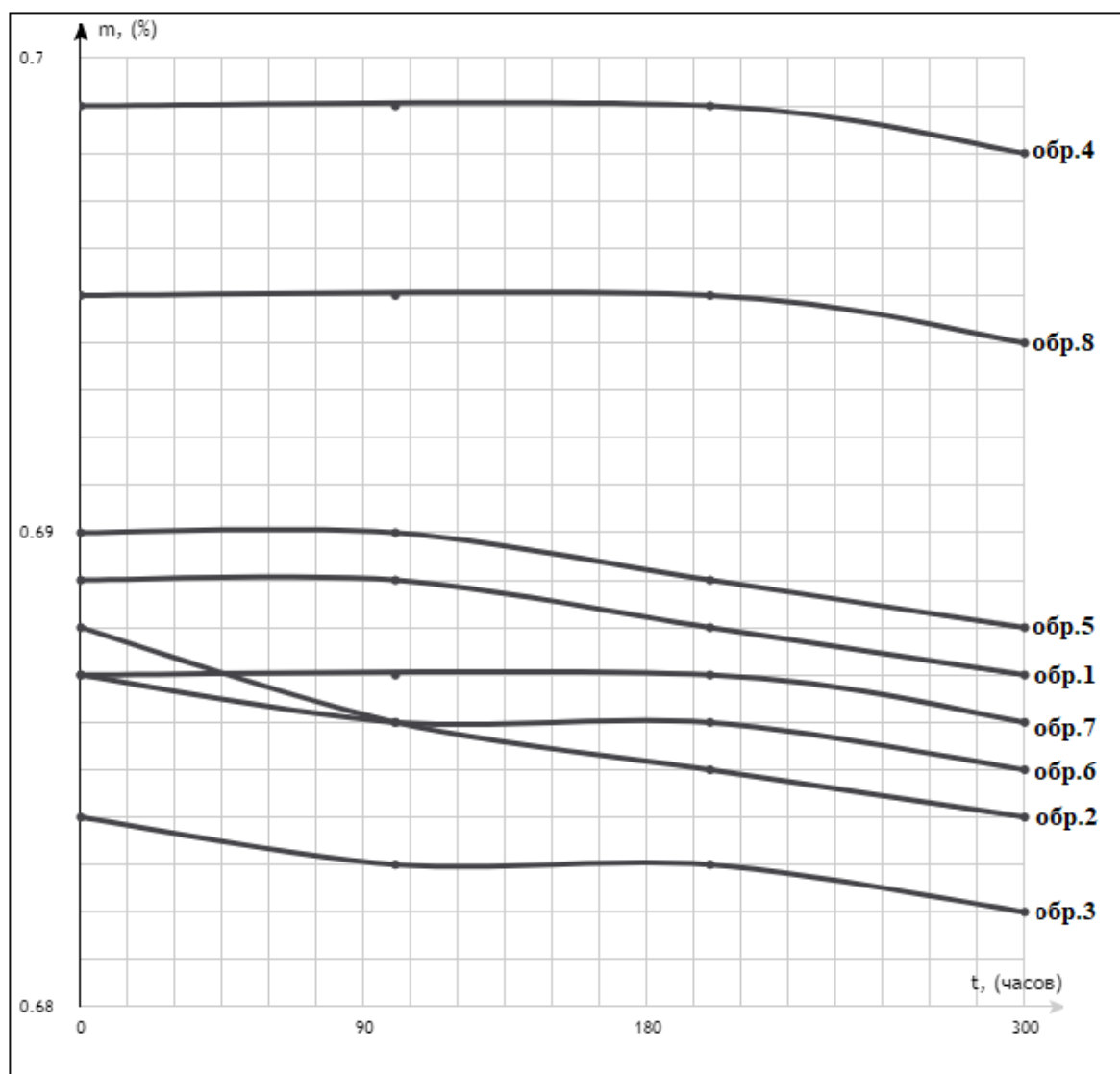


Рисунок 6.34 – График зависимости износостойкости наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки СВАК12

7 Сравнение полученных результатов

Проведя обширное исследование процесса наплавки интерметаллидных сплавов системы Fe-Al, с использованием нескольких видов присадочной электродной проволоки.

Систематизировав полученные результаты исследования, можно выявить наиболее перспективные для выполнения наплавки материалы, а так же самые оптимальные настройки и режимы процесса нанесения материала.

Анализ подбора режимов наплавки показал, что наиболее подходящими параметрами для нанесения валиков, являются: $V_{пл} - 0,5 - 1,25$ м/мин, $I_n - 270A$, $V_n - 0,15$ м/мин.

Предложенные настройки позволяют формировать наплавленный слой с хорошими геометрическими параметрами и проплавлением, валик имеет правильную форму (рис. 7.1).



а)



б)

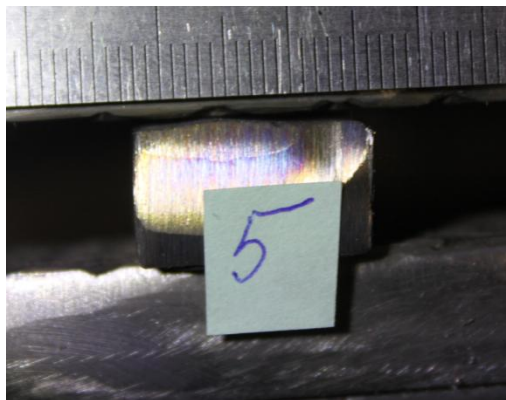


в)

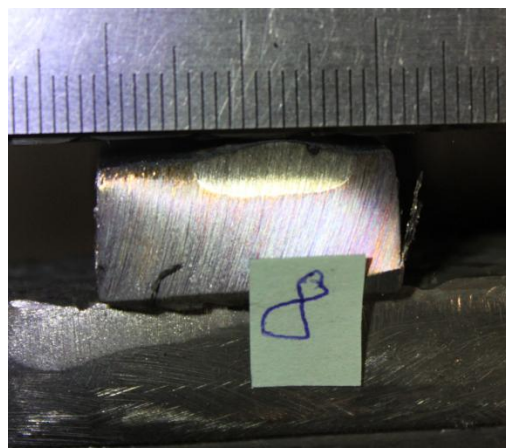
Рисунок 7.1 – Полученные в ходе наплавки образцы:

а) с использованием присадочной проволоки СвА7, б) СвАК5, в) СвАК12

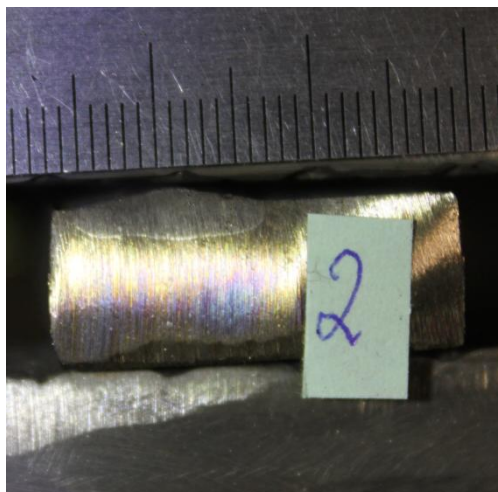
Визуально измерительный контроль сечения образцов, так же показал хорошие геометрические характеристики в выбранных для наплавки режимах (рис. 7.2).



а)



б)



в)

Рисунок 7.2 – Сечение наплавленных образцов:

а) с использованием присадочной проволоки СвА7, б) СвАК5, в) СвАК12

После исследования химического состава полученных образцов (рис. 7.3), наилучшие результаты по легированию стали алюминием, получились в покрытиях наплавленных на $V_{\text{пл}} = 0,5 - 1,25 \text{ м/мин}$.



Рисунок 7.3 – Образцы подготовленные на химический анализ

Наибольший процент содержания Al при одинаковых настройках режима наплавки, показал эксперимент с проволокой СвАК5. В усредненных показателях содержания Al в покрытии, наиболее стабильный слой получился с использованием проволоки СвАК12. СвА7 наиболее подвержена растрескиванию при увеличении скорости наплавки, а значит высоком содержании Al (рис. 7.4).

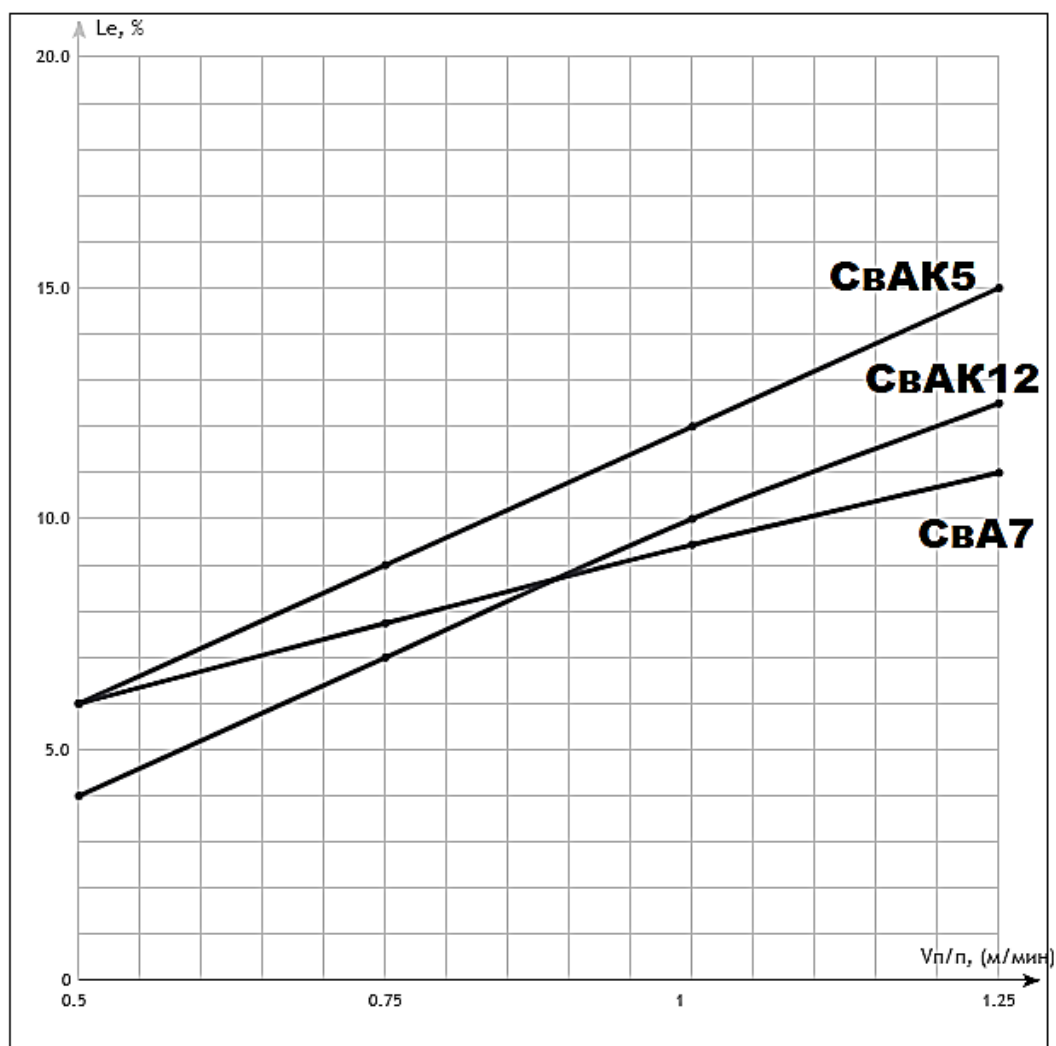


Рисунок 7.3 – Сравнение содержания алюминия в зависимости от использованной присадочной проволоки

Как видно из графика, скорость подачи присадочной проволоки позволяет хорошо регулировать содержание алюминия, но так же она регулирует состав других легирующих элементов.

Регулировка скорости подачи присадочного материала явилась основополагающей настройкой для управления составом, так как она позволяет регулировать содержание алюминия в широких пределах.

В ходе регулировок наплавки удалось получить содержание Al в пределах от 4 до 15 % - при изменении скорости подачи от 0,5 до 1,5 м/мин.

«Рентгеноспектральный анализ показал значительную неравномерность распределения содержания алюминия по сечению наплавленного валика [30].

При повышении скорости подачи присадочной проволоки градиент концентраций алюминия по сечению шва увеличивается» (рис 7.5) [19].

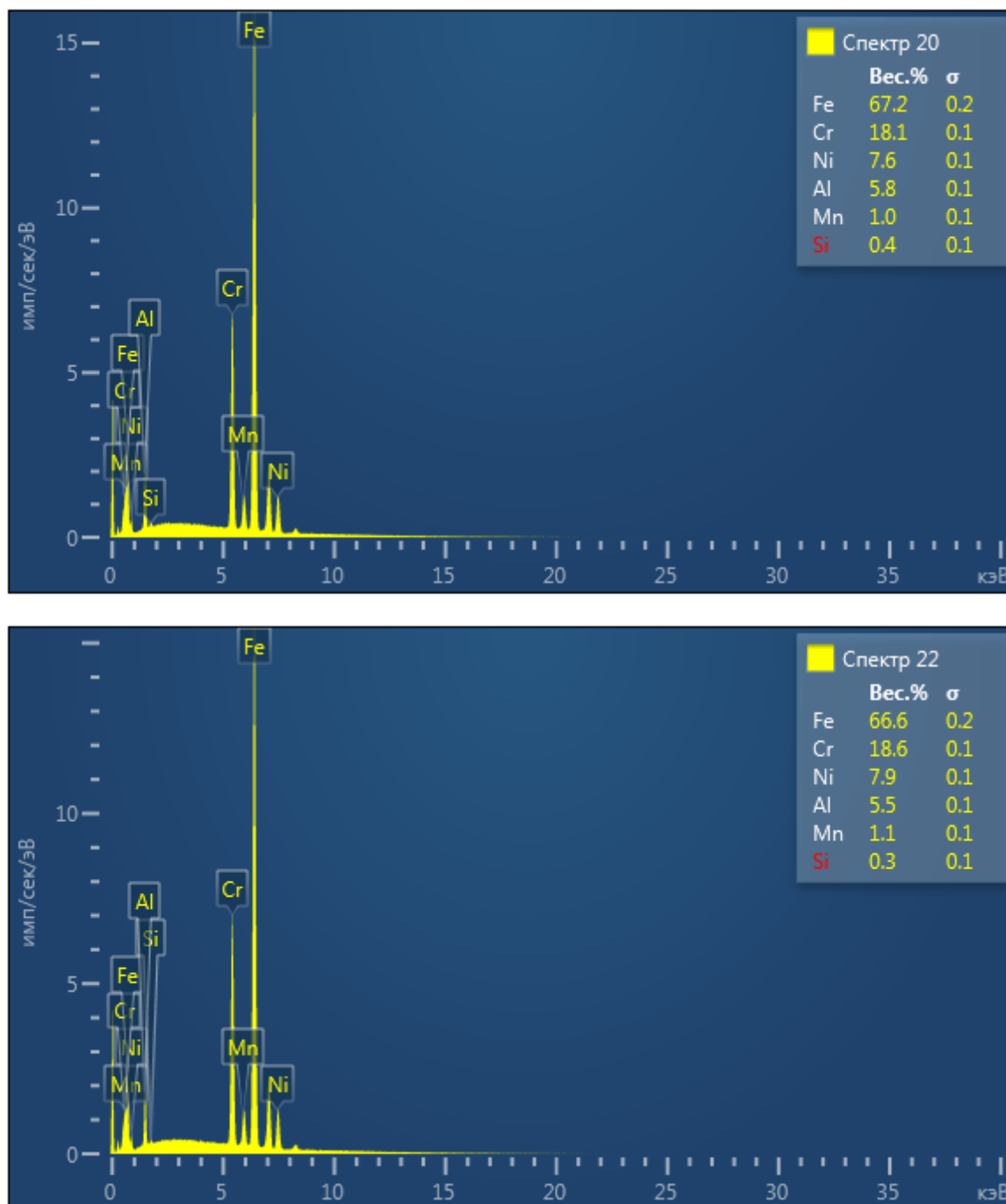


Рисунок 7.5 – Спектральный анализ одного из образцов

Показатели твердости наплавленных материалов изменялась в пределах от 15 до 45 HRC. Увеличение в составе содержания алюминия приводит к увеличению показателей твердости наплавленного материала, что

объясняется увеличением содержания твердых интерметаллидных фаз по всей структуре покрытия (рис. 7.6).

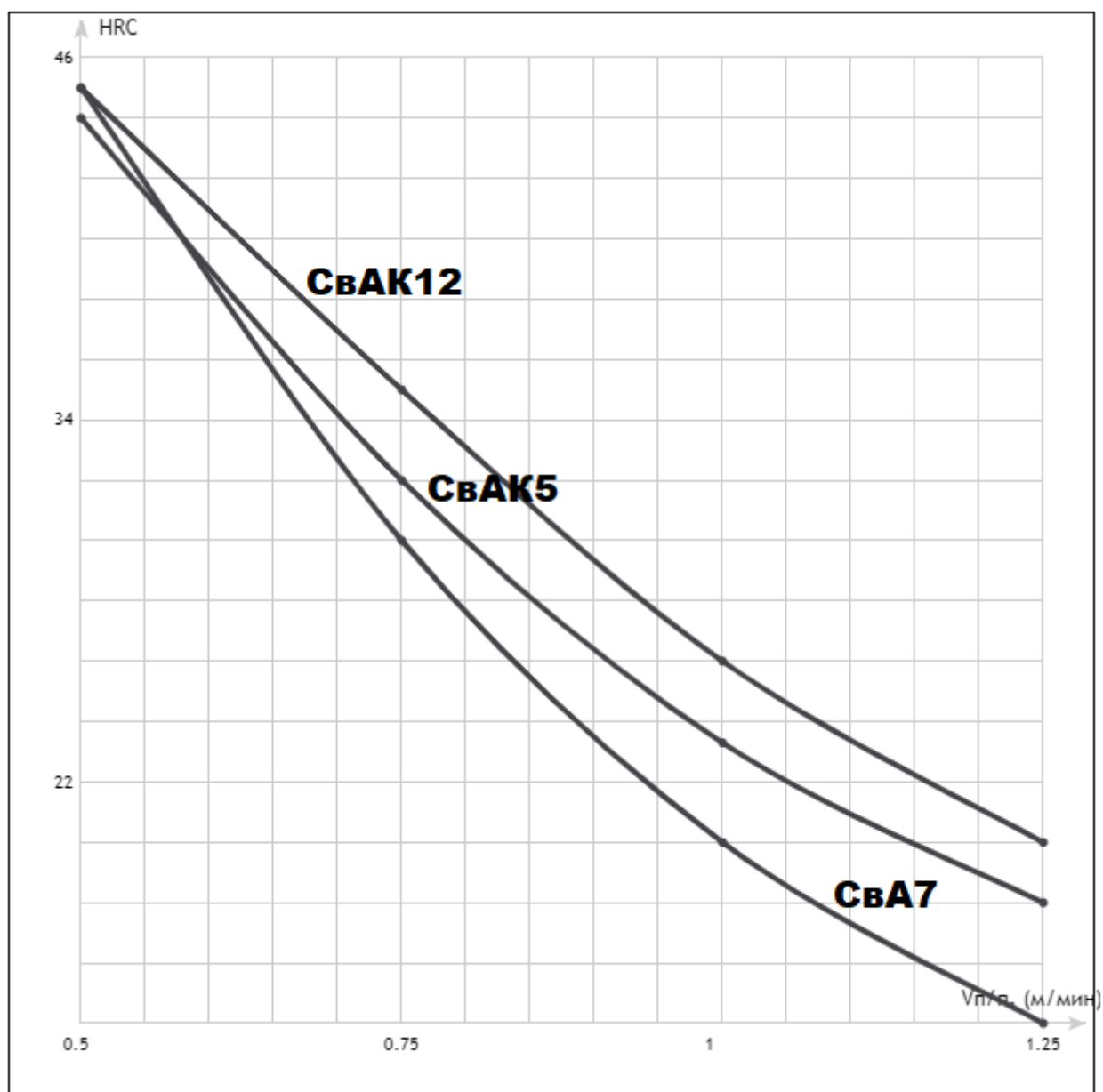


Рисунок 7.6 – Сравнение зависимости твердости наплавленных валиков при использовании разного присадочного материала

Показатели износостойкости варьировались в диапазоне от 0,7 до 2,9 условных единиц (рис. 7.7).

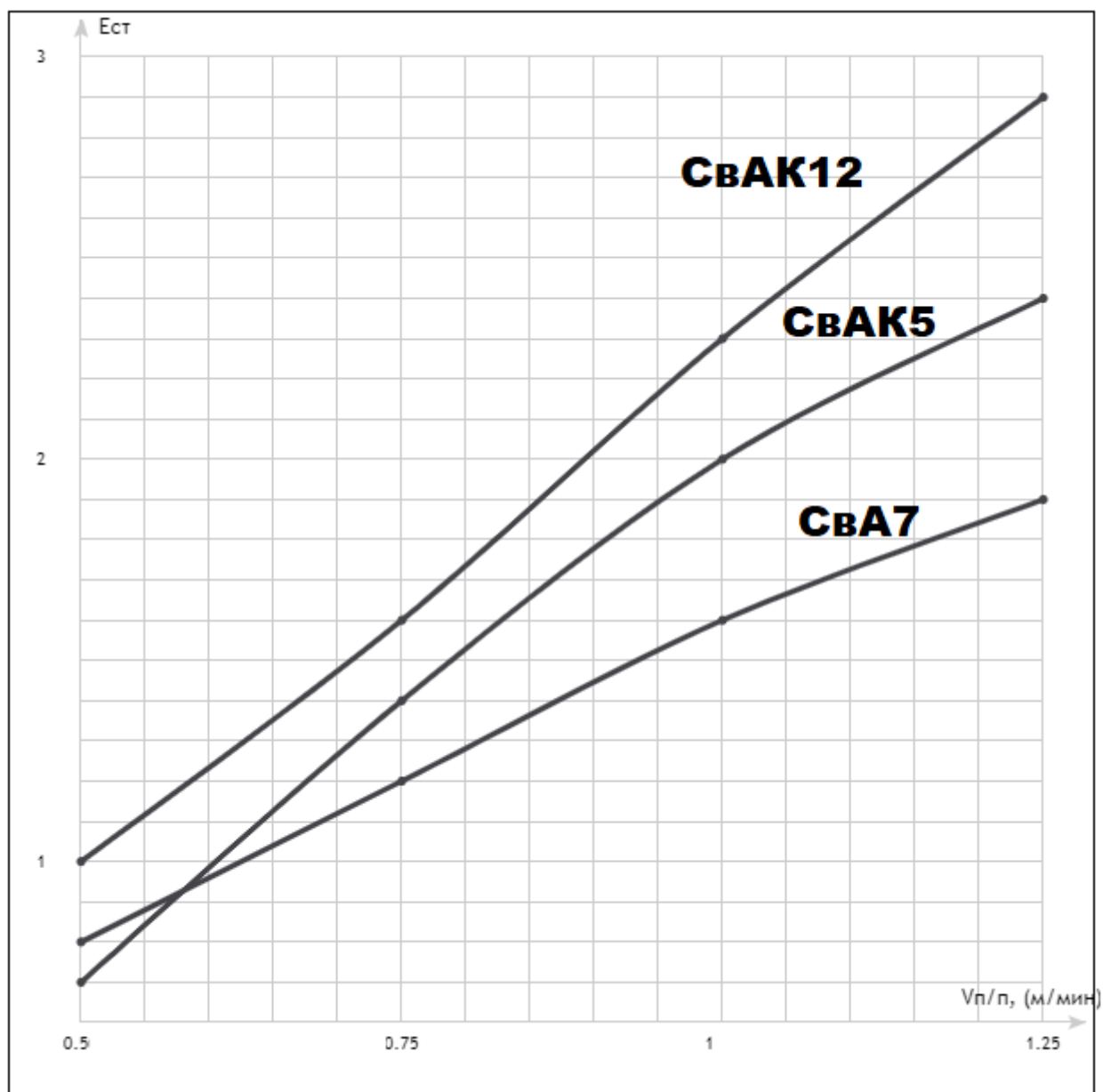


Рисунок 7.7 - Сравнение зависимости износостойкости наплавленных валиков при использовании разного присадочного материала

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. При формировании интерметаллидных соединений системы железо – алюминий возможно управлять химическим составом, воздействуя на режимы наплавки алюминиевой присадочной проволоки на поверхность высоколегированной хромоникелевой стали.

2. Результаты визуально-измерительно контроля наплавленных алюминидных интерметаллидных покрытий позволяют сделать заключение о верно выбранных режимах наплавки данных покрытий с формированием стабильного по всем геометрическим параметрам валика. Варьируя режимами наплавки возможно получение заданных геометрических параметров покрытий по приведенным уравнениям регрессии.

3. Свойства алюминидов железа такие как механические и эксплуатационные определяются содержанием алюминия. Максимальные значения твердости и износостойкости зафиксированы в покрытиях с содержанием алюминия 10–15%.

4. Проведенные исследования жаростойкости алюминидных покрытий показали, что увеличение содержания алюминия в покрытии увеличивает жаростойкость. При замере контрольного образца из чистого титана потеря массы составила 1,5%. При содержании алюминия 5% потеря массы не превышала 0,9%, с содержанием 10% алюминия потеря массы составляет не более 0,8% а при содержании алюминия в покрытии 15% потеря массы составляет не более 0,6.

5. Механические свойства алюминидов железа были повышены путем легирования алюминидов кремнием. Присадочными материалами принимали сварочные проволоки марок СвАК5 и СвАК12. Замеры твердость наплавленных покрытий, легированных кремнием достигает 45 HRC, что превосходит твердость алюминидов железа сформированных присадочной проволокой СвА7 и не превышает 38 HRC.

6. Значения относительной износостойкости варьируются в пределах от 0,9 до 3. Наибольшее значение зафиксировано при содержании алюминия в покрытии от 10 до 15%, при режиме скорости подачи присадочной проволоки 1,5 м/мин. Увеличение алюминия в покрытии приводит к снижению эксплуатационных свойств, снижается трещиностойкость наплавленного покрытия, вследствие чего образуются холодные трещины, а в дальнейшем происходит разрушение покрытий при абразивном износе, что уменьшает показатель относительной износостойкости алюминидов железа. Значения износостойкости полученных покрытий, легированных кремнием повысились в 3 раза по отношению к покрытиям наплавленным на основе чистого алюминия.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Рябов В.Р. Применение биметаллических отливок / В.Р. Рябов – М.: Металлургия, 1978. – 316 с.
2. Ковтунов А.И., Мямин С.В. Интерметаллидные сплавы: электронное учебное пособие / А.И. Ковтунов – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2018. – 6–7.
3. Гольдштейн М. И. Специальные стали: учебник для вузов / М. И. Гольдштейн С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
4. Рябов В. Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений / В. Р. Рябов. – М.: «Металлургия», 1975. – 288 с.
5. Корнилов И.И. Интерметаллические соединения / под ред. И.И. Корнилова. – М.: Металлургия, 1970. – 2018 с.
6. Morris D.G. Creep resistance in a new alloy based on Fe₃Al / D.G. Morris, M. Mazmy C. Nosedá // Scr. Met et Mater. – 1994. – 31, № 2. – P. 173 – 178.
7. Зайт Б. Диффузия в металлах: пер. с нем. // М., 1958. - 381 с.
8. Рябов В.Р. Применение биметаллических отливок / В.Р. Рябов – М.: Металлургия, 1978. – 316 с.
9. Рябов В.Р. Алитирование стали / В.Р. Рябов. – М.: Металлургия, 1973. – 251 с.
10. SUN Yang-Shan. Study of Fe₃Al-based intermetallics / Yang-Shan SUN // Materials Review. – 2000. - № 11(8). – P. 66-67.
11. Алитирование URL: <https://ru.wikipedia.org/wiki/Алитирование>.
12. Ковтунов А.И. Физико-химическая кинетика взаимодействия алюминия со сталью при формировании металла шва с заданными свойствами: дисс. док. тех. Наук / А.И. Ковтунов. – Тольятти, 2011. – 357 с.
13. LIU Feng-xiao. Present status and future prospects of FeAl alloy / LIO Feng-xiao // Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy. – 2000 - № 5(3). – P. 193-200.

14. Hunt Margaret. The promise of intermetallics / Margaret Hunt // Mater. Eng. – 1990. – 107, №3. – P. 36 – 39.
15. Трыков Ю.П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю.П. Трыков Л.М. Гуревич, В.Г. Шморгун. – М.: Металлургиздат, 2004. -230 с.
16. Голованенко, С.А. Производство биметаллов / С.А. Голованенко, Л.В. Меандров. – М.: Металлургия, 1966. – 304 с.
17. Наплавка URL: <https://ru.wikipedia.org/wiki/Наплавка>
18. Рябов В.Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами / В.Р. Рябов. – Киев: Наукова думка, 1983. – 264 с.
19. Походня И.К. Прогрессивные способы наплавки деталей износостойкими сплавами / И.К. Походня. – М.: ВИНТИ, 1959.–91 с.
20. Фрумин, И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин. –Харьков : Металлургиздат. – 1961. – 421 с.
21. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М.: МИСИС,1999. – 416 с.
22. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учебник для вузов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. - Изд. 4-е, перераб. и доп. ; Гриф МО. - Москва : МИСИС, 2005. - 428 с.
23. Инструкция по визуальному и измерительному контролю (РД 03-606–03). Серия 03. Выпуск 39 / Кол л. авт. — М.: Федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-технический центр по безопасности в промышленности», 2006. — 104 с.
24. Егоров А.Г. Правила оформления выпускных квалификационных работ по программам подготовки бакалавра и специалиста учеб. метод. пособие / А.Г. Егоров, В.Г. Виткалов, Г.Н. Уполовникова, И.А. Живоглядова – Тольятти, 2012, –135 с.
25. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. - Введ. 1960.01.01.- М : Межгосударственный стандарт, 1959, - 6 с.

26. ГОСТ 9.312-89. Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия защитные. Методы определения жаростойкости. - Введ. 30.06.1990.- М : Государственный комитет СССР по стандартам, 1989, - 11 с.

27. Гончаренко, Ю. Д. Применение растровой электронной микроскопии, электронной спектроскопии, вторично-ионной массспектрометрии для обнаружения и исследования структуры и элементного состава электроизоляционного покрытия / Ю. Д. Гончаренко, Л. А. Евсеев // Известия РАН; серия физическая. – 1998. – т. 62. – № 3. – 495–502 с.

28. Гончаренко, Ю.Д. Особенности применения методов РЭМ и ВИМС для изучения элементного состава рыхлых отложений на металлической подложке / Ю.Д. Гончаренко, Л.А. Евсеев // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2002. – № 10. –61–65 с.

29. Неуймин, В.А. Износостойкость покрытий на основе интерметаллидных сплавов / В.А. Неуймин, С.А. Шелуха, Г.А. Леонтьева, Е.Н. Тарасенко // Сварочное производство. – 1992. – № 8. – 33–34 с.

30. Ковтунов, А.И. Аргонодуговая наплавка сплавами на основе системы железо-алюминий: монография / Тольятти: Изд. ТГУ, - 2014. - 140 с.

31. Н. Nowotny, К. Komerek, and J. Kromer: Ber-Und Huettennm. Moatsh. Hochsch. Loeben, — 1951, vol. 96, — 161 с.