



ВТОРИЧНОЕ ТВЕРДЕНИЕ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ТИПА ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕЙ СТАЛИ СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Fe–C–Ni–Cr–Si–Al–Cu

И. А. РЯБЦЕВ, Ю. М. КУСКОВ, кандидаты техн. наук, **И. И. РЯБЦЕВ**, инж., **Д. П. НОВИКОВА, С. Г. ГРИГОРЕНКО**, кандидаты техн. наук, **В. А. КОСТИН**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведено металлографическое исследование наплавленного металла типа дисперсионно-твердеющей стали системы Fe–C–Ni–Cr–Si–Al–Cu. Показано, что в зависимости от длительности отпуска вторичное твердение наплавленного металла происходит в две стадии. На первой — оно идет за счет распада остаточного аустенита и образования мартенсита. На второй — при увеличении длительности отпуска мартенсит распадается с образованием новых фаз — высоколегированного феррита и дисперсных включений с повышенным содержанием кремния и никеля.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавочные материалы, самозащитные порошковые проволоки, дисперсионное твердение, структура

В общем случае упрочнение дисперсионно-твердеющих сталей и сплавов обусловлено выделением частиц дисперсной фазы вследствие распада пересыщенного твердого раствора. Уровень упрочнения, в частности повышения твердости, определяется характером распада, размером, формой и структурой выделяющихся частиц. У разных сталей и сплавов он проявляется с некоторыми особенностями, и даже у самой распространенной конструкционной низкоуглеродистой стали Ст3 при определенных условиях наблюдается дисперсионное твердение [1].

Частицы дисперсной фазы, как правило, представляют собой очень тонкие пластинки или иглы и при исследованиях из-за особенностей своей формы создают эффект аномального рассеяния рентгеновских лучей. В случае отсутствия явных признаков новой выделяющейся фазы в качестве частиц второй фазы могут рассматриваться зоны Гинье-Престона [2]. Образование таких зон или когерентно-связанных частиц фазы со структурой в изоморфной матрице, как и других промежуточных фаз, связывают с границей метастабильного равновесия на диаграмме состояния. Таким образом, утверждается непрерывная последовательность стадий распада, вплоть до выделения трехмерных частиц стабильной и метастабильной фаз.

Как показал анализ литературных данных [3–6 и др.], дисперсионно-твердеющие стали и сплавы используют в основном при производстве режущего инструмента. Большинство из них — это высоколегированные стали и сплавы систем W–Co–Fe,

W–Mo–Cr–Fe, Cr–Mo–V–Fe, Ni–Cr–Fe и др. Все они характеризуются ярко выраженным эффектом дисперсионного твердения и после соответствующей термической обработки приобретают высокие эксплуатационные свойства. Однако их широкому применению в промышленности препятствует высокая стоимость, поскольку содержание в этих сталях дорогостоящих легирующих элементов (вольфрама, молибдена, кобальта) составляет 20 мас. % и более. Кроме того, они, как правило, отличаются значительной первоначальной твердостью (*HRC* 40...55).

Достаточно хорошо исследованы низко- и среднеуглеродистые дисперсионно-твердеющие хромомарганцевые стали, легированные никелем, молибденом, ванадием и другими элементами, содержащие 2... 20 мас. % Cr и 1... 10 мас. % Mn [7–10]. Мало изучены дисперсионно-твердеющие высокоуглеродистые стали, которые, по некоторым данным [11–12], обеспечивают значительное повышение твердости при отпуске (до *HRC* 25... 30).

В настоящей работе исследуются особенности вторичного твердения высокоуглеродистого (около 1 мас. % C) наплавленного металла системы ле-

Таблица 1. Химический состав и твердость металла, наплавленного опытными проволоками

№ порошковой проволоки	Марка проволоки	Массовая доля элементов*, %					Твердость	
		C	Mn	Si+Al+Cu	Ni	Cr	<i>HВ</i> после наплавки	<i>HRC</i> после отпуска при 550 °С с выдержкой 6 ч
1	ПП-Нп-ДТС1	1,0	0,5	5,0	8,0	5,0	163	18...22
2	ПП-Нп-ДТС2	1,0	0,5	7,0	8,0	5,0	197	27...29
3	ПП-Нп-ДТС3	1,0	0,5	9,5	8,0	5,0	179	52...53
4	ПП-Нп-ДТС4	0,7	0,5	9,5	8,0	5,0	143	50...52
5	ПП-Нп-ДТС4	0,4	0,5	9,5	8,0	5,0	480	50...52
6	ПП-Нп-ДТС5	1,0	2,5	9,5	5,5	5,0	217	53...54
7	ПП-Нп-ДТС6	1,0	4,0	9,5	4,0	5,0	229	50...52
8	ПП-Нп-ДТС7	1,0	8,0	9,5	0	5,0	207	53...55

* Расчетный состав проволоки.

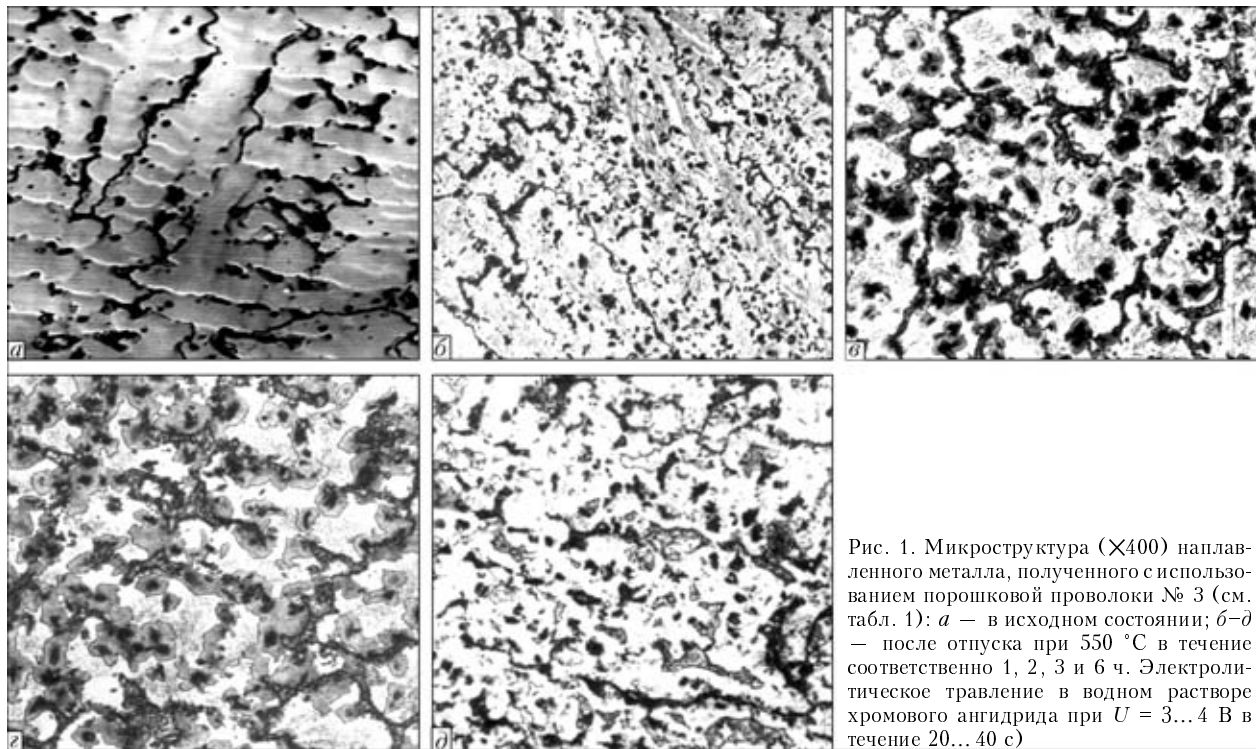


Рис. 1. Микроструктура (X400) наплавленного металла, полученного с использованием порошковой проволоки № 3 (см. табл. 1): *a* — в исходном состоянии; *b-d* — после отпуска при 550 °С в течение соответственно 1, 2, 3 и 6 ч. Электролитическое травление в водном растворе хромового ангидрида при $U = 3...4$ В в течение 20... 40 с)

гирования Fe–C–Ni–Cr–Si–Al–Cu. При этом поставлена цель — разработать наплавочный материал, твердость которого в результате отпуска повышалась бы не менее чем в 2 раза — с *HRC* 20... 25 (после наплавки) до *HRC* 48... 52 (после отпуска).

В табл. 1 приведены составы металла, наплавленного опытными порошковыми проволоками. С помощью предварительных экспериментов установлено, что вторичное дисперсионное твердение наплавленного металла выбранной системы легирования в основном обеспечивают кремний, алюминий и медь. Для исследования их влияния на этот процесс суммарное содержание этих легирующих элементов в опытных порошковых проволоках № 1–3 изменяли в диапазоне 5,0...9,5 % (табл. 1). В проволоках № 4 и 5 массовая доля углерода уменьшена, что позволило определить нижний предел его содержания — до 0,7 мас. %; верхний предел ограничен 1,0 мас. %, поскольку при большем содержании углерода в наплавленном металле появляются трещины. В проволоках № 6–8 для снижения их стоимости никель частично или полностью заменен аналогичным аустенизатором — марганцем.

Методики проведения экспериментов. Металл для исследований получали наплавкой опытными самозащитными порошковыми проволоками (табл. 1) диаметром 2 мм в четыре слоя на пластины из стали Ст3 размером 20X50X200 мм без предварительного подогрева на следующем режиме: ток — 200... 250 А, напряжение на дуге — 22... 24 В. После наплавки образцы охлаждали на воздухе.

Вырезку образцов для металлографических исследований производили на электроэрозионном станке. Их закрепляли в оправках, шлифовали и полировали обычным способом, используемым в металлографии. Одну часть шлифов исследовали

в состоянии непосредственно после наплавки, другую — после отпуска при температуре 550 °С при различном времени выдержки.

Металлографические исследования образцов наплавленного металла выполняли на оптическом микроскопе «Неофот-32» с увеличением от 200 до 1000. Замеры микротвердости структурных составляющих производили на микротвердомере «Лекко» при нагрузке 10 г. Для указанных исследований применялся также сканирующий электронный микроскоп JSM-840 и ферритометр Ferritgehaltmesser 1.053.

Обсуждение результатов исследований. Как следует из табл. 1, для обеспечения вторичного твердения в составе наплавленного металла должно содержаться суммарно не менее 9,5 % алюминия, кремния и меди. Попытка заменить дорогостоящий никель аналогичным аустенизатором — марганцем, успехом не увенчалась, поскольку при этом повысилась склонность наплавленного металла к образованию холодных трещин.

Для исследования механизма вторичного твердения выбран металл, наплавленный порошковой проволокой № 3. В металле этого типа появления трещин не наблюдалось. В нем зафиксирована одна из наименьших твердостей (*HB* 179) после наплавки и одна из наибольших (*HRC* 52... 53) после отпуска. Исследовали образцы наплавленного металла № 3 в исходном состоянии (непосредственно после наплавки) и после отпуска при 550 °С с выдержкой 1, 2, 3 и 6 ч.

В результате металлографических исследований установлено, что структура металла этого типа в исходном состоянии представляет собой аустенит с одиночными включениями карбидов и небольшим содержанием карбидной эвтектики, расположенной преимущественно по границам зерен (рис. 1, *a*). Исходя из показаний ферритометра можно утвер-

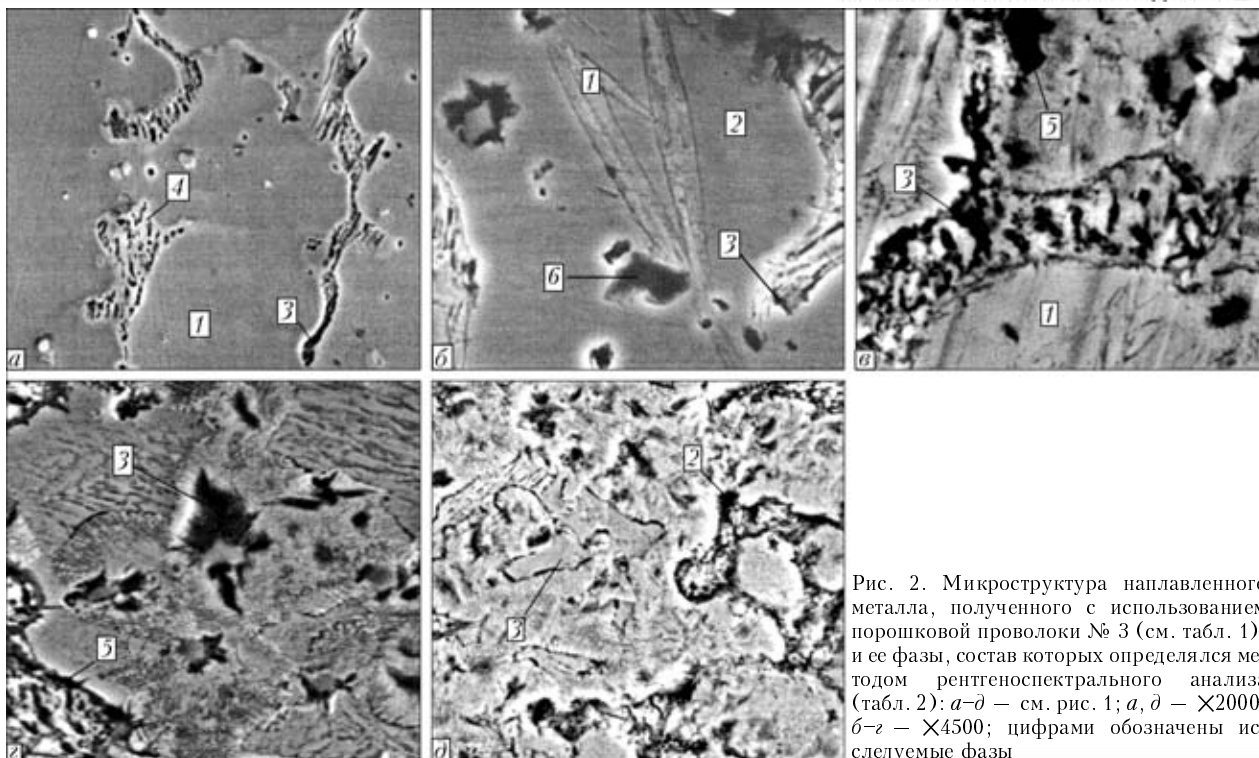


Рис. 2. Микроструктура наплавленного металла, полученного с использованием порошковой проволоки № 3 (см. табл. 1), и ее фазы, состав которых определялся методом рентгеноспектрального анализа (табл. 2): а-д — см. рис. 1; а, д — $\times 2000$; б-г — $\times 4500$; цифрами обозначены исследуемые фазы

ждать, что α -фаза в наплавленном металле отсутствует. Микротвердость аустенитной матрицы составляет $HV 1800...2300$ МПа (здесь и далее замер производили при нагрузке 0,1 Н).

Исследования на сканирующем электронном микроскопе JSM-840 при увеличении 5000 показали, что в составе эвтектики находятся практически все легирующие элементы, содержащиеся в стали (рис. 2, а и табл. 2, точка 4). По сравнению с матрицей (рис. 2, а и табл. 2, точка 1) в карбидной эвтектике содержания хрома и кремния выше. По границам эвтектики расположены отдельные темные включения с повышенным, по сравнению с матрицей и эвтектикой, содержанием кремния и никеля (рис. 2, а и табл. 2, точка 3).

В случае отпуска при 550°C с выдержкой 1 ч происходит распад аустенита и в структуре металла образуется значительная объемная доля мартенсита, что, по-видимому, и определяет первый этап старения. В результате твердость возрастает до $HRC 40...44$. Мартенсит имеет игольчатое строение с ориентацией иголок в основном под углом 60° друг к другу. В некоторых иглах заметна центральная плоскость сдвига — мидриб. В структуре наплавленного металла имеются также включения карбидов и карбидной эвтектики (см. рис. 1, б). Микротвердость мартенсита составляет $HV 3980...4900$ МПа.

При большом увеличении в структуре наплавленного металла определяется новая фаза, которую предварительно диагностировали как феррит. В этой фазе зафиксировано повышенное содержание кремния. Как и в исходном состоянии, в месте расположения эвтектической со-

ставляющей также есть включения с повышенным содержанием кремния и никеля (рис. 2, б и табл. 2, точка 6). Содержание основных легирующих элементов в мартенситных иглах и остаточном аустените примерно одинаковое (рис. 2, б и табл. 2, точки 1, 2).

Исходя из показаний ферритометра, общее содержание α -фазы в структуре наплавленного металла превышает 55 об. %.

После выдержки в течение 2 ч при температуре отпуска наблюдается распад мартенсита и выпадение включений карбидов. Увеличивается количество карбидной эвтектики (см. рис. 1, в). Макротвердость после выдержки при 550°C в течение 2 ч возрастает до $HRC 54...56$.

Таблица 2. Химический состав участков наплавленного металла

Рисунок	Место анализа (номер точки)	Массовая доля элементов, %					
		Fe	Cr	Cu	Si	Ni	Ti
2, а	Матрица (1)	82,69	3,51	2,94	3,02	7,56	0,29
	Включение (3)	77,64	3,05	1,88	6,80	10,18	0,44
	Эвтектика (4)	69,97	15,22	2,37	4,78	7,69	—
2, б	Мартенсит (1)	83,08	3,55	2,59	3,34	7,44	—
	Аустенит (2)	82,25	4,00	3,61	2,98	7,17	—
	Феррит (3)	79,56	3,73	2,11	5,86	8,74	—
2, в	Включение (6)	78,04	2,18	2,36	7,68	9,38	0,37
	Аустенит (1)	82,40	3,59	3,06	2,80	7,92	0,24
	Феррит (3)	79,88	2,80	1,91	7,28	7,83	0,31
2, г	Включение (5)	78,38	1,79	1,77	7,56	10,41	0,09
	Феррит (3)	82,25	2,31	1,63	4,25	9,18	0,38
	Включение (5)	77,83	2,53	1,75	6,61	10,77	0,51
2, д	Включение (2)	77,75	2,75	0,72	11,28	8,36	1,07
	Включение (3)	77,87	3,50	1,28	9,05	9,15	0,60



Химический состав матрицы стали остается без изменений (рис. 2, *в* и табл. 2, точка 1). В новой α -фазе массовая доля кремния увеличивается до 7,28 % (рис. 2, *в* и табл. 2, точка 3). В эвтектических участках продолжается процесс формирования фазы с повышенным содержанием никеля и кремния (рис. 2, *в* и табл. 2, точка 5). Эти изменения сопровождаются дальнейшим увеличением микротвердости металла HV 4900...6500 МПа.

В случае отпуска с выдержкой в течение 3 ч происходит дальнейший распад мартенсита и увеличение содержания легированного феррита. По границам зерен и в самих зернах возрастает содержание карбидов и карбидной эвтектики (см. рис. 1, *з*). Увеличение времени выдержки при температуре отпуска до 3 ч не сказывается ни на твердости, которая остается на уровне HRC 54...56, ни на микротвердости, максимальное значение которой по-прежнему составляет HV 6500 МПа.

Состав основных структурных составляющих практически не меняется. Наиболее высокое содержание никеля отмечено в феррите и темной фазе, расположенной в эвтектике (рис. 2, *г* и табл. 2, точки 3 и 5). В темной составляющей эвтектической фазы зафиксировано повышенное содержание кремния — 6,61 мас. % (рис. 2, *г* и табл. 2, точка 5).

После выдержки при температуре 550 °С в течение 6 ч твердость наплавленного металла несколько снижается (HRC 52...53), микротвердость также понижается и не превышает HV 6060 МПа. Мартенсит полностью распадается, наблюдается частичное растворение карбидов и карбидной эвтектики (см. рис. 1, *д*). Заметное развитие получает процесс коагуляции включений в легированном феррите, содержание которого по показаниям ферритометра превышает 55 мас. %. В темной составляющей эвтектики еще больше увеличивается содержание кремния (9,05...11,28 мас. %) при довольно высоком содержании никеля и пониженном меди (рис. 2, *д* и табл. 2, точки 2 и 3).

Таким образом, механизм вторичного твердения исследуемого наплавленного металла при отпуске можно представить как многостадийный процесс. На первом этапе при выдержке при температуре отпуска 1 ч происходит формирование мартенситной структуры (преддисперсное упрочнение) и появление упрочняющих включений, а именно, новой α -фазы — высоколегированного феррита с повышенным содержанием кремния либо кремния и никеля, а также темной составляющей в карбидной эвтектике с повышенным содержанием кремния и никеля. На втором этапе при увеличении времени

выдержки до 2...3 ч мартенсит распадается, в структуре наплавленного металла появляются карбиды и карбидная эвтектика, возрастает объемная доля новой упрочняющей α -фазы. Содержание кремния и никеля в ней и темных включениях в карбидной эвтектике увеличивается. В случае выдержки при температуре 550 °С в течение 6 ч наряду с ростом α -фазы происходит противоположный, сопровождающийся коагуляцией включений α -фазы и увеличением в ней содержания кремния свыше 10 мас. % и никеля свыше 8 мас. %. При таком содержании этих элементов α -фаза становится «мягче» и соответственно несколько снижается вторичная твердость наплавленного металла.

1. Полотнюк В. В., Николаева В. А. Электронномикроскопическое исследование старения стали // *Металловедение и терм. обработка металлов*. — 1964. — № 8. — С. 4–15.
2. Скаков Ю. А. Современное состояние теории старения металлических сплавов // *Там же*. — 1967. — № 5. — С. 27–40.
3. Героденко М. М. Дисперсионно-твердеющие сплавы для наплавки // *Автомат. сварка*. — 1965. — № 2. — С. 48–51.
4. Хуторянский Е. Д., Демянцевич В. П. Исследование влияния состава наплавленного сплава на его твердость с помощью многофакторного планирования эксперимента // *Свароч. пр-во*. — 1970. — № 9. — С. 9–11.
5. *Дисперсионно-твердеющие сплавы для литого и наплавного инструмента* / А. А. Попов, Л. Е. Попова, Г. Л. Куркулис, Фан Шу-Сэнь // *Изв. вузов. Черн. металлургия*. — 1964. — № 2. — С. 124–128.
6. Устиновичков Ю. И., Прожерин А. Е., Ковенский И. М. Вторичное твердение молибденовых и ванадиевых сталей // *Физ. мет. и металлостроение*. — 1981. — 51, вып. 1. — С. 172–179.
7. Фрумин И. И., Резницкий А. М. Применение дисперсионно-твердеющей стали для наплавки валков обжимного прокатного стана // *Автомат. сварка*. — 1975. — № 9. — С. 55–57.
8. Влияние фосфора на структуру и свойства стали 5Х20Н4АГ9 / К. А. Вернер, В. Д. Зеленова, В. М. Доронин, А. Ф. Буйнов // *Металловедение и терм. обработка металлов*. — 1967. — № 1. — С. 46–48.
9. *Дисперсионно-твердеющий сплав типа 30Х5Г3Д2МФ для износостойкой наплавки* / Л. К. Лещинский, А. И. Олдаковский, Л. С. Малинов и др. // *Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавка в машиностроении и ремонте*. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1981. — С. 52–54.
10. Кальянов В. Н., Багров В. А. Новый материал для восстановления штампов горячей штамповки // *Современные проблемы сварки и ресурса конструкций: Тез. докл. междунар. конф., г. Киев, 27–28 нояб. 2003 г.* — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2003. — С. 30–31.
11. Иванов С. Н., Мияйловский К. Н. Особенности дисперсного твердения литого высокоуглеродистого легированного сплава // *Металловедение и терм. обработка металлов*. — 1968. — № 1. — С. 64–67.
12. Ксендзык Г. В., Звогарев Н. А. Наплавляемый дисперсионно-твердеющий сплав на основе железа // *Автомат. сварка*. — 1968. — № 2. — С. 60–62.

Metallography of deposited metal of the type of precipitation-hardening steel of the Fe-C-Ni-Cr-Si-Al-Cu system has been conducted. It is shown that secondary hardening of the deposited metal occurs in two stages, depending upon the time of tempering. At the first stage it occurs due to decomposition of retained austenite and formation of martensite. At the second stage, as the time of tempering increases, martensite decomposes to form new phases, i. e. high-alloy ferrite and dispersed inclusions with an increased content of silicon and nickel.

Поступила в редакцию 09.02.2004