

УДК 620.18:621.78

А.А. Худнев¹, А.И. Плохих², Р.М. Дворецков¹, Б.В. Щетанов¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФфуЗИИ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ПРОЦЕССЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СЛОИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ХРОМИСТОЙ И УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛЕЙ

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-74-91

Методами микроструктурного анализа исследовано влияние пятикратных циклических нагревов до температуры 1000 °С и трехкратных циклических нагревов до температуры 1100 °С на структуру слоистого композиционного материала, состоящего из 100 чередующихся слоев сталей 08Х18 и У8. Показано, что уже в исходном состоянии после прокатки в материале произошло перераспределение углерода между слоями. Проведение термоциклирования привело к частичному перераспределению хрома в материале, изменению структуры и толщины слоев.

Ключевые слова: слоистый металлический композиционный материал, сталь У8, сталь 08Х18, диффузия, микроструктура, горячая пакетная прокатка.

A.A. Khudnev¹, A.I. Plokhikh², R.M. Dvoretsov¹, B.V. Schetanov¹

INVESTIGATION OF DIFFUSION OF ALLOYING ELEMENTS DURING THERMAL CYCLING OF MULTILAYER COMPOSITE MATERIAL MADE OF CHROME AND CARBON STEELS

In this work the effect of five cycles of heating to a temperature of 1000 °C and three cycles of heating to a temperature of 1100 °C on the structure of multilayered composite material consisted of 100 alternating layers of 08H18 and U8 steels was investigated via the methods of microstructural analysis. It is shown that already in the initial state after rolling there was a redistribution of carbon between the layers of the material. Thermal cycling led to a partial redistribution of chromium in the material, a change in the structure and thickness of the layers.

Keywords: layered metal composite material, steel U8, steel 08H18, diffusion, microstructure, hot rolling.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана» (национальный исследовательский университет) [Bauman Moscow State Technical University (National Research University of Technology)]; e-mail: plokhikh@bmstu.ru

Введение

Стремительный научно-технический прогресс диктует ускоренный рост требований к механическим и физическим свойствам деталей и изделий [1–3]. Развитие всех отраслей промышленности невозможно представить без создания новых уникальных материалов и технологий производства [4–6]. Одними из таковых являются слоистые металлические материалы, состоящие из двух и более металлов или сплавов [1, 7, 8].

Использование многослойных металлических материалов позволяет увеличить ресурс деталей и конструкций, работающих в условиях значительных температурно-силовых нагрузок при экономии относительно дорогостоящих легирующих элементов [9]. При

этом производство подобных материалов путем прокатки является наиболее эффективным и экономичным по сравнению с другими процессами – такими как, например, горячее прессование [10]. Существенным преимуществом таких композитов является реализация предельно высоких служебных характеристик, достижение которых при использовании монометаллических заготовок невозможно [11].

Как известно, зависимость прочностных свойств сплавов от размера зерна описывается соотношением Холла–Петча, а аналогом размера зерна в слоистых композиционных материалах может быть толщина отдельно взятого слоя. В соответствии с этим уменьшение толщины слоев материалов (подобно уменьшению размера зерен в поликристаллах) должно приводить к увеличению прочностных, а также изменению физических свойств композитов [12, 13]. Именно поэтому значительное количество исследований направлено на получение слоистых металлических материалов с субмикронными и наноразмерными толщинами слоев.

Помимо создания композитов с наноразмерными слоями представляют интерес исследования особенностей формирования структуры слоистых композитов в результате воздействия высоких температур. Такие исследования уже проводились рядом авторов и, как правило, имели цель получить структуру чередующихся слоев прочных, но хрупких интерметаллических соединений и слоев вязкого твердого раствора замещения. Так, в работе [14] получали подобную структуру из слоев Nb и Al или Si при помощи диффузионной сварки слоистых композиционных материалов. В результате перераспределения элементов образовались новые жаропрочные фазы – например, чередующиеся слои интерметаллического соединения Nb₃Al и слои твердого раствора на основе ниобия Nb(Al). Подобным образом использовали многослойную структуру материала и в работе [15], в которой исследовалась взаимодиффузия химических элементов между слоями высокоэнтропийного сплава и сплавом системы Al–Si при температурно-деформационной обработке, а в работе [16] получали материал на основе слоев Ni и Al.

Цель данной работы – исследование воздействия циклических нагрева, выдержки и охлаждения на структуру слоистых композиционных материалов, изготовленных из хромистой стали 08X18 и углеродистой стали У8.

Повторение циклов нагрева в высокотемпературную область, выдержки и охлаждения приводит к перераспределению легирующих элементов и выравниванию химического состава между слоями материала. Следствием этого может стать сильное изменение структуры многослойного материала вплоть до потери ламинарного слоистого строения.

Материалы и методы

В данной работе исследована композиция стальных многослойных материалов, состоящая из 100 чередующихся слоев сталей 08X18 и У8 (по 50 слоев каждой стали). Состав композиции подобран в соответствии с разработанными ранее схемами выбора исходных составляющих [17]. В табл. 1 приведено фактическое содержание легирующих элементов в сталях, определенное при помощи энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Видно, что химический состав двух соседних слоев исследуемой композиции отличается содержанием в первую очередь хрома (на ~17 % (по массе)) и углерода (на ~0,74 % (по массе)).

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Сталь	Содержание легирующих элементов, % (по массе)											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	V	S	P	Cu
08X18	0,05	0,34	0,24	17,2	0,09	0,05	0,05	0,05	0,03	0,003	0,02	0,6
У8	0,79	0,27	1,04	0,21	0,07	0,05	–	0,03	–	0,011	0,017	0,1

Схема технологического процесса получения многослойных материалов представлена на рис. 1 [18].

Перед прокаткой проводили мерную резку заготовок из листов, обработку их поверхности, сборку нарезанных листов в пакет, вакуумирование пакета, нагрев в печи до температуры 1000 °С и последующее пластическое деформирование методом горячей прокатки. В результате реализации одного полного технологического цикла получен слоистый материал толщиной 2,5 мм (толщина одного слоя ~25 мкм). Из полученных таким образом листов в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, вырезаны образцы размером 10×10×2,5 мм для проведения циклического отжига и последующего исследования структуры.

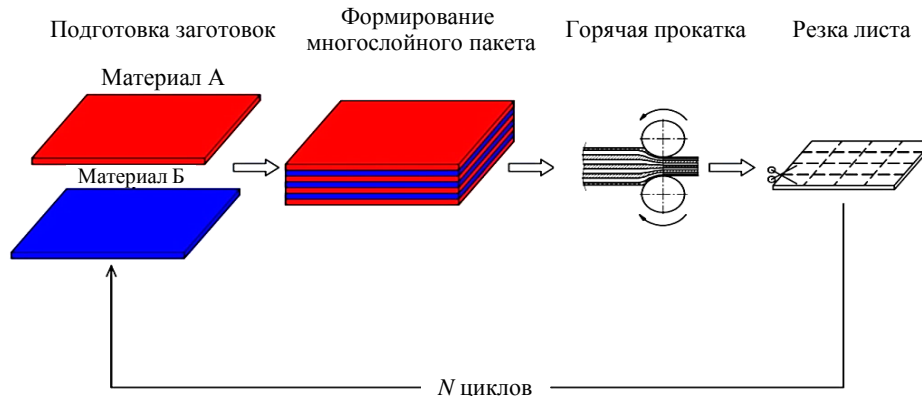


Рис. 1. Схема технологического процесса получения многослойных материалов [18]

Термоциклирование проводили путем многократного нагрева образцов в камерной печи, выдержки в течение 15 мин и охлаждения на воздухе. Температура нагрева для одной группы образцов составила 1000 °С, для другой: 1100 °С. Всего проведено пять циклов нагрева, выдержки и охлаждения при нагреве до 1000 °С и три цикла при температуре нагрева 1100 °С.

Микроструктуру прокатанных образцов исследовали методами металлографического анализа на микроскопе Olympus GX51 при различных увеличениях. Травление осуществляли 20 %-ным водным раствором персульфата аммония.

Для более детального изучения слоев многослойной композиции шлифы также исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на растровом электронном микроскопе Hitachi SU8010 с использованием приставки энергодисперсионного спектрометра. Изображения получали при помощи детектирования либо вторичных, либо отраженных электронов. Контраст во вторичных электронах сильнее всего зависит от рельефа поверхности, тогда как отраженные электроны несут информацию о распределении электронной плотности.

Среднюю толщину слоев материалов определяли при проведении не менее 15 измерений толщины каждого слоя на различных участках с использованием программы обработки изображений на электронно-вычислительной машине.

Результаты и обсуждение

Структура образца из сталей У8 и 08Х18 в исходном состоянии после прокатки представлена на рис. 2. Материал состоит из чередующихся монотонных светлых слоев и слоев с дисперсными включениями. Согласно карте распределения элементов в материале (рис. 3), построенной при помощи метода энергодисперсионной рентгеновской

спектроскопии, данные включения являются карбидами хрома, также содержащими значительную часть кислорода. Толщина слоев в материале после прокатки практически одинакова и составляет ~ 25 мкм.

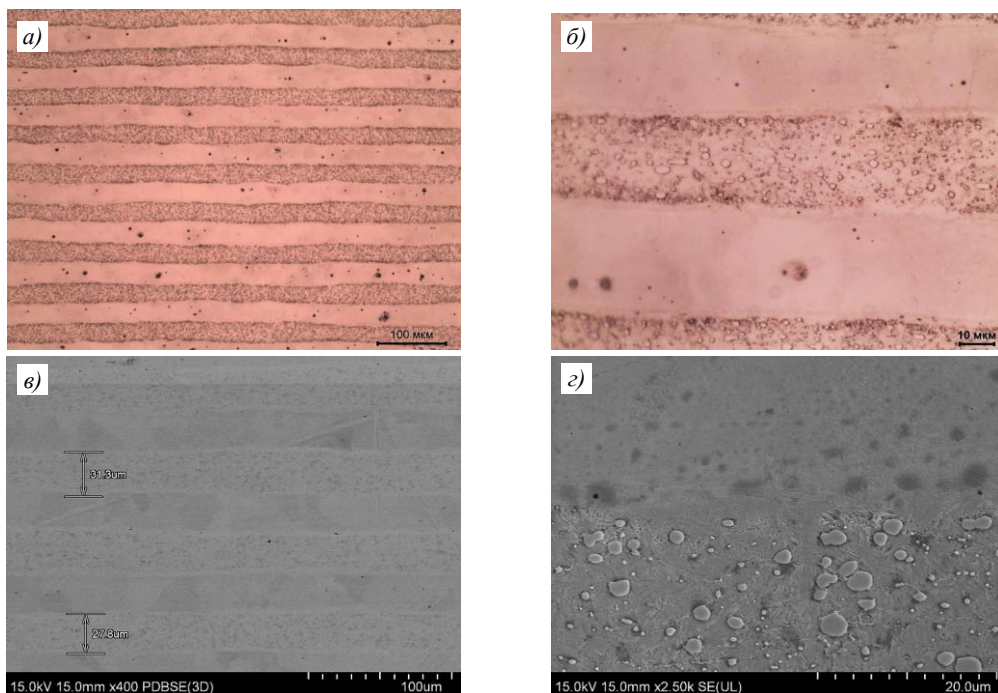


Рис. 2. Микроструктуры (*a* – $\times 200$; *b* – $\times 1000$; *в* – $\times 400$; *г* – $\times 2500$) материала из сталей У8 и 08Х18 в исходном состоянии после прокатки, полученные оптической (*a*, *b*) и растровой электронной микроскопией в отраженных (*в*) и вторичных электронах (*г*)

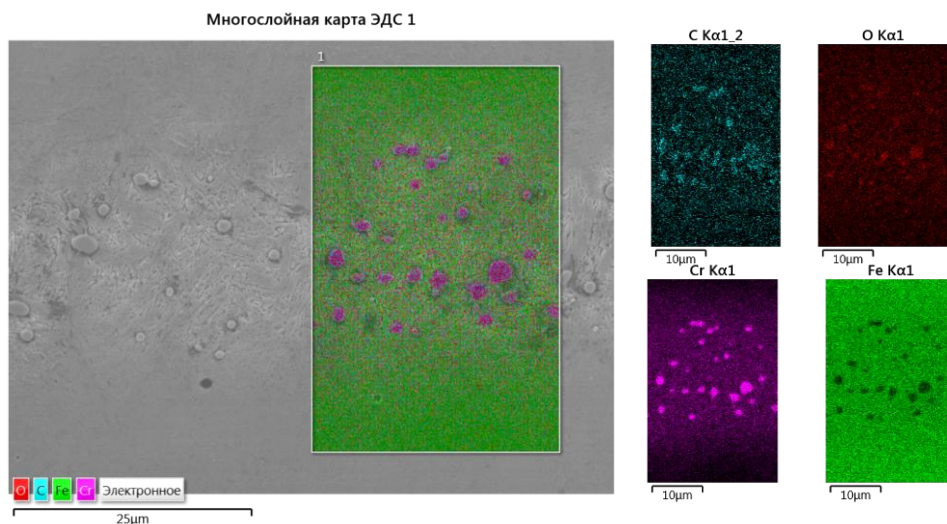


Рис. 3. Карта распределения элементов в материале

Поскольку, согласно результатам химического анализа, полученного при помощи метода энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (рис. 4, табл. 2), в монотонных слоях материала после прокатки практически полностью отсутствует хром, то их можно идентифицировать как слои бывшей стали У8. Соответственно, слои, содержащие многочисленные включения, являются бывшей сталью 08Х18, карбиды хрома в которой образовались в результате направленной диффузии углерода из стали У8.

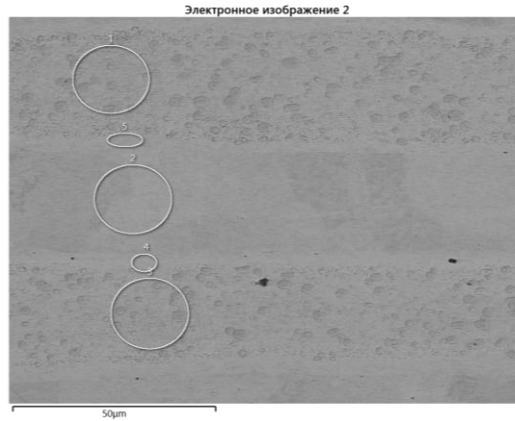


Рис. 4. Области химического анализа образца в исходном состоянии после прокатки

Таблица 2

Химический состав композиции в исходном состоянии

Условный номер спектра	Содержание элементов, % (по массе)	
	Cr	Fe
1	17,13	77,34
2	0,1	94,84
3	16,21	78,19
4	8,7	86,47
5	9,12	86,57

На фотографиях микроструктур (рис. 2) также видно, что уже в исходном состоянии после прокатки в материале произошло взаимодействие между слоями и образовалась переходная зона (прослойка) толщиной 2 мкм.

Структурные изменения при нагреве в данном материале определяются, в первую очередь, диффузией хрома из стали 08X18 в сталь У8 и диффузией углерода в обратном направлении – из стали У8 в сталь 08X18. Как известно, хром является α-стабилизатором, в то время как углерод – γ-стабилизатор [19].

При температуре прокатки (1000 °С) в соответствии с диаграммой состояния Fe–C (рис. 5) сталь У8 находится в аустенитном состоянии, а сталь 08X18 в соответствии с диаграммой состояния Fe–Cr (рис. 6 [20]) – в α-модификации.

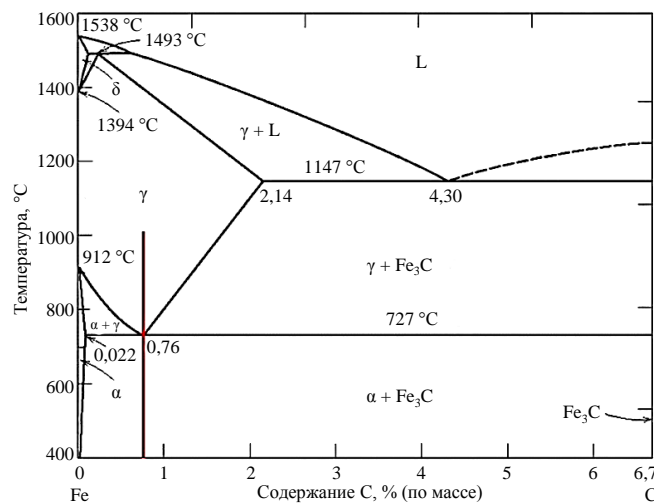


Рис. 5. Диаграмма состояния Fe–C с отмеченным положением стали У8

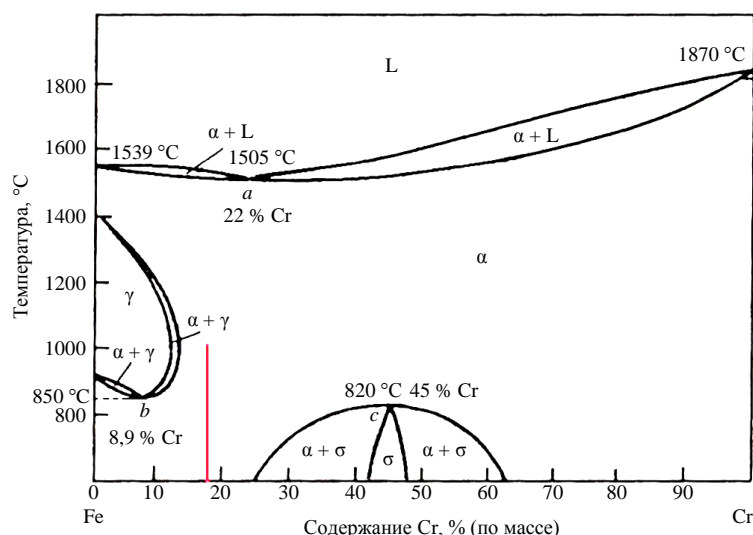


Рис. 6. Диаграмма состояния Fe–Cr [20] с отмеченным положением стали 08X18

Хром образует с железом твердые растворы замещения и в отличие от элементов внедрения диффундирует в железе по вакансионному механизму. Диффузия по вакансиям требует более высокой флуктуации энергии для перескока атома из одного положения в решетке в другое, чем диффузия по междоузельному механизму. В связи с этим энергия активации элементов, образующих с железом твердые растворы замещения, значительно больше энергии активации элементов, образующих твердые растворы внедрения. Как следствие этого, диффузионная подвижность в твердых растворах замещения значительно ниже.

Согласно данным работы [21], диффузия по вакансиям протекает легче в решетке α -Fe, чем в более плотноупакованной решетке γ -Fe, что наглядно иллюстрируют значения коэффициентов диффузии (D) хрома в аустените и феррите. Коэффициент диффузии является характеристикой скорости диффузии (чем больше его значение, тем быстрее протекает диффузия [22]) и определяется по формуле

$$D = D_0 \cdot e^{\frac{-Q}{RT}}, \quad (1)$$

где D_0 – предэкспоненциальный множитель (коэффициент диффузии при $T = \infty$), $\text{м}^2/\text{с}$; Q – энергия активации диффузии, Дж; R – универсальная газовая постоянная, Дж/К; T – температура, К.

Коэффициент диффузии хрома в α -Fe при температуре 1000 °С, согласно данным работ [21, 23, 24], можно принять равным $2 \cdot 10^{-10} \text{ см}^2/\text{с}$, а этот же коэффициент для γ -Fe, согласно данным работы [21], равен $\sim 3 \cdot 10^{-13} \text{ см}^2/\text{с}$. Видно, что коэффициент диффузии хрома при температуре 1000 °С в аустените на 3 порядка меньше, чем в феррите. Это означает, что при данной температуре атомы хрома будут перераспределяться в α -решетке гораздо быстрее, чем в решетке γ .

Таким образом, зная значение коэффициента диффузии в γ -Fe при температуре 1000 °С, можно оценить расстояние L , на которое может продиффундировать хром в слое стали У8 за время прокатки, воспользовавшись формулой [25, 26]

$$L = (\tau D)^{1/2}, \quad (2)$$

где τ – продолжительность пребывания металла при температуре 1000 °С при термической обработке; D – коэффициент диффузии при температуре 1000 °С.

Суммарная продолжительность пребывания материала при температуре 1000 °С за время проката оценивается в 1000 с. Исходя из расчетов, атомы хрома могут продиффундировать в сталь У8 на глубину до 0,17 мкм. Однако реальные расстояния, на

которые атомы хрома способны переместиться, могут значительно превышать расчетные в виду того, что в условиях интенсивной пластической деформации при повышенных температурах возникает механизм облегченной диффузии, связанной с перемещением атомов легирующих элементов по дислокационным трубкам.

Согласно графику распределения хрома, полученного при помощи энергодисперсионного анализа (рис. 7), в материале после прокатки толщина слоев с ненулевым содержанием хрома составляет 32–36 мкм, а толщина слоев, где хром отсутствует: 18–24 мкм.

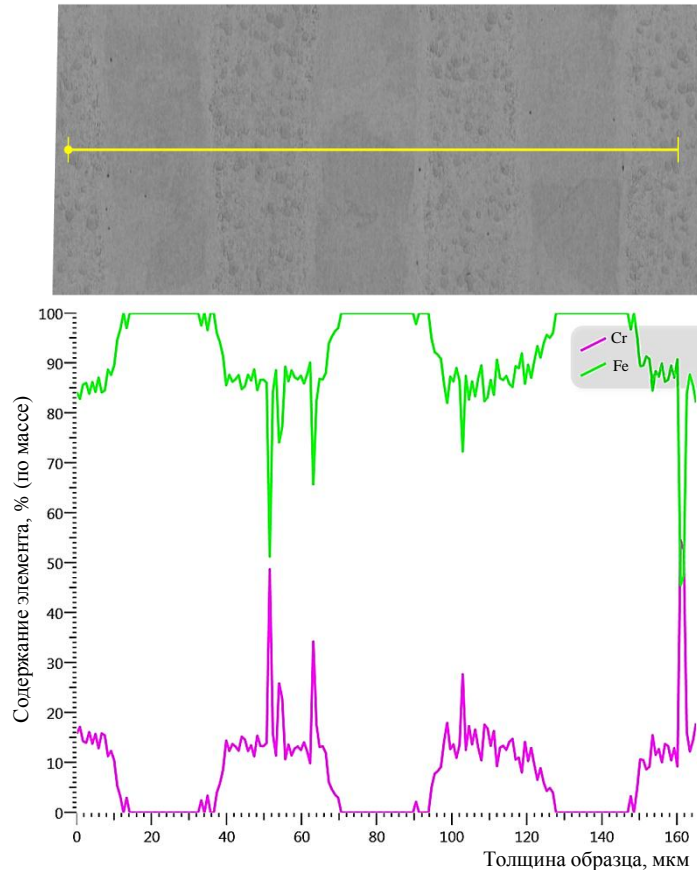


Рис. 7. Распределение хрома и железа в образце из сталей У8 и 08Х18 в исходном состоянии после прокатки

Переходная зона между слоями, наблюдаемая на рис. 2, образовалась в результате диффузии хрома из стали 08Х18 в сталь У8. Согласно данным химического анализа (рис. 4), в переходной зоне содержится 9 % (по массе) хрома, в то время как в середине слоев сталей 08Х18 и У8 содержание хрома осталось таким же, как и в исходном состоянии до прокатки (17 и 0 % (по массе) соответственно).

Диффузия атомов углерода протекает по междоузельному механизму и не требует образования и миграции вакансии, поэтому в решетке железа эти элементы занимают часть межатомных октаэдрических междоузлий. Диффузионная подвижность углерода в феррите значительно больше, чем в аустените. Коэффициент диффузии углерода при температуре 1000 °С в α -Fe можно оценить в $3 \cdot 10^{-6}$ см²/с, а в γ -Fe: $3 \cdot 10^{-7}$ см²/с [21], что на несколько порядков больше, чем упомянутые ранее значения этих же коэффициентов для хрома – соответственно, углерод перераспределяется в железе гораздо быстрее, чем хром.

Ввиду того, что одной из особенностей энергодисперсионного анализа является малая чувствительность метода к легким химическим элементам, в данном исследовании

невозможно достоверно оценить распределение углерода между слоями материала. Однако можно предположительно оценить ситуацию на основании научно-технических литературных данных.

В результате исследования диффузии углерода в слоистом материале авторы работы [27] пришли к выводу, что углерод успел полностью перераспределиться между слоями образца толщиной 10 мм из сталей У8 и 08кп за время прокатки, проведенной при температуре 800 °С. Соответственно, в данной работе при еще большей температуре прокатки и меньшей толщине образцов, чем в работе [27], углерод также должен полностью перераспределиться между слоями.

Вместе с тем следует учесть влияние хрома на коэффициент диффузии углерода в железе. Карбидообразующие элементы (Si, W, Cr и др.) увеличивают энергию активации Q и предэкспоненциальный множитель D_0 и уменьшают эффективный коэффициент диффузии D углерода в аустените. Энергия активации возрастает тем сильнее, чем больше сила связи элемента и углерода и чем меньше легирующие элементы искажают решетку аустенита.

Характер влияния легирующих элементов на диффузионную подвижность углерода в феррите изучали многие исследователи. Показано, что карбидообразующие элементы Mn, Cr, W, Mo, V и Si снижают коэффициент диффузии углерода в феррите [28]. Углерод, в свою очередь, также снижает коэффициент диффузии хрома как в феррите, так и в аустените.

Исходя из вышеизложенного, можно ожидать, что за время прокатки углерод должен либо полностью, либо частично перераспределиться между слоями сталей. Об этом же свидетельствует наблюдаемое довольно равномерное распределение карбидов внутри слоев бывшей стали 08X18 (рис. 2). Поэтому с некоторой долей вероятности можно утверждать, что содержание углерода во всем материале за время прокатки стало равным ~0,4 % (по массе).

В соответствии с диаграммой состояния для системы Fe–Cr–C с 17 % (по массе) Cr (рис. 8) [29], а также с изотермическим разрезом этой системы при температуре 1000 °С (рис. 9) [30, 31], при увеличении содержания углерода с 0 до 0,4 % (по массе) в сплаве будет происходить превращение феррита в аустенит и карбид $M_{23}C_6$. Соответственно, карбиды, наблюдаемые в слоях стали 08X18 (рис. 2), образовались, вероятно, при температуре 1000 °С в результате диффузии углерода из стали У8.

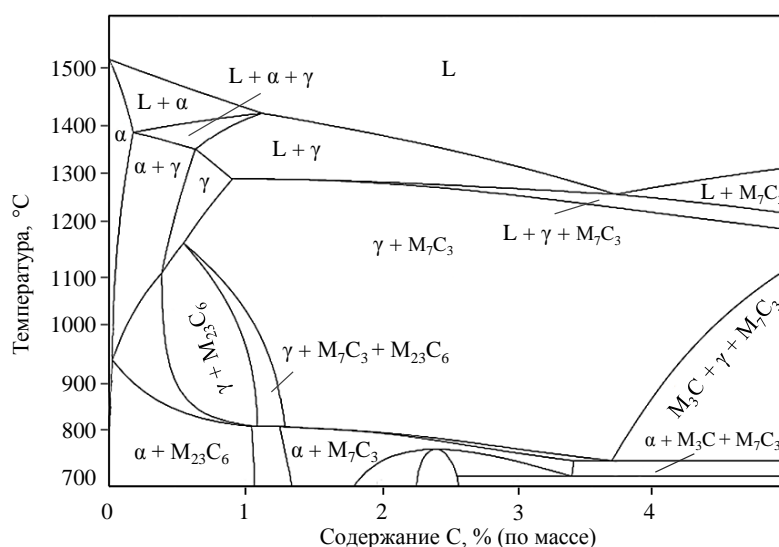


Рис. 8. Вертикальный разрез диаграммы состояния системы Fe–Cr–C при 17 % (по массе) Cr [29]

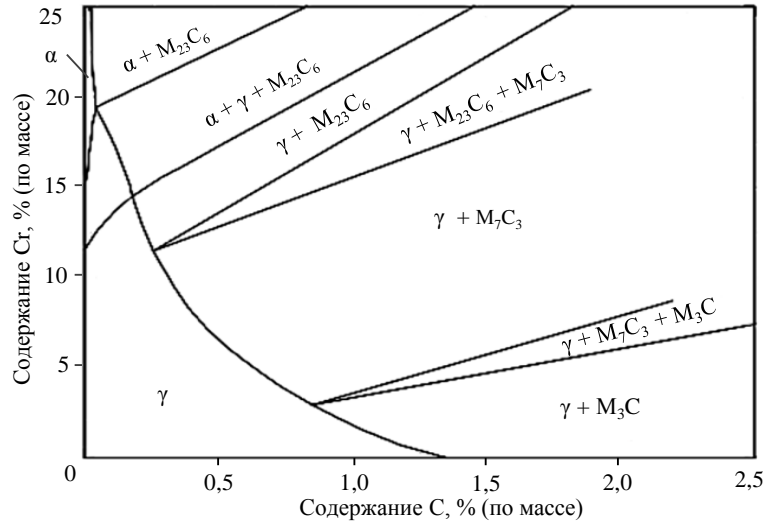


Рис. 9. Изотермический разрез системы Fe–Cr–C при температуре 1000 °C [30, 31]

В результате проведения пятикратного нагрева до температуры 1000 °C, выдержки в течение 15 мин и охлаждения на воздухе изменилась толщина слоев материала: средняя толщина слоев стали 08X18 уменьшилась на ~4 мкм, а толщина слоев стали У8 увеличилась на 3,5 мкм (рис. 10).

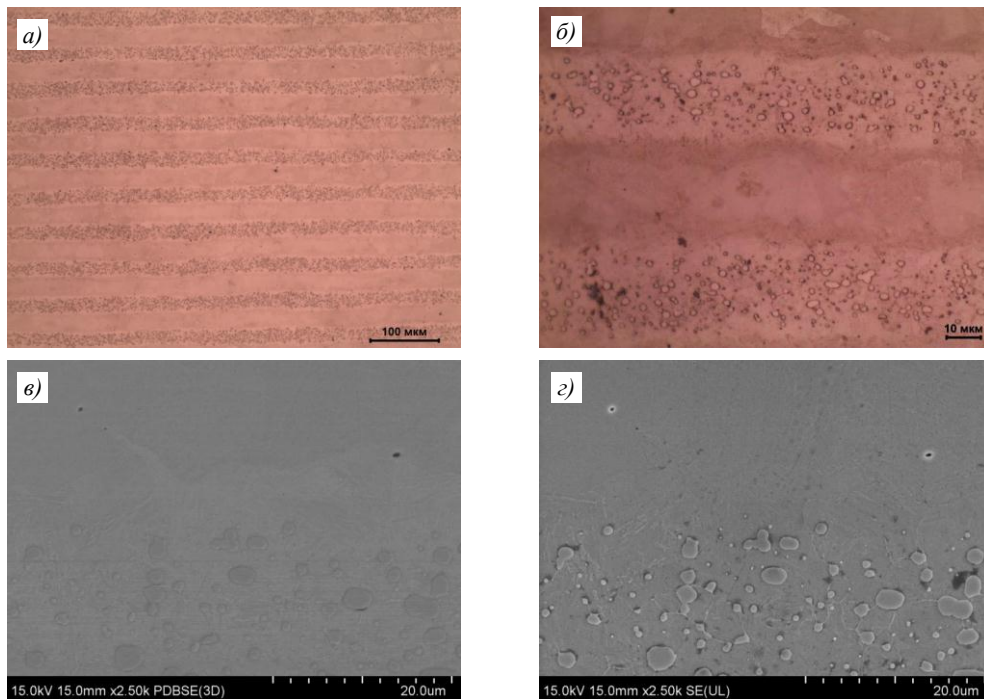


Рис. 10. Микроструктуры (*a* – $\times 200$; *b* – $\times 1000$; *v* – $\times 400$; *z* – $\times 2500$) материала из сталей У8 и 08X18 после пятикратного нагрева до температуры 1000 °C, выдержки и охлаждения, полученные оптической (*a*, *b*) и растровой электронной микроскопией в отраженных (*v*) и вторичных (*z*) электронах

Изменения в материале в результате термической обработки обусловлены, в первую очередь, протеканием диффузии хрома из стали 08X18 в сталь У8. Как видно из вертикального разреза диаграммы состояния системы Fe–Cr–C (рис. 8), при содержании

17 % (по массе) Cr и 0,4 % (по массе) C карбиды $M_{23}C_6$ присутствуют в материале во всем температурном интервале – от комнатной температуры и до 1000 °С, т. е. они не растворяются в ходе циклических нагревов до температуры 1000 °С.

Согласно данным по распределению хрома и железа в образце из сталей У8 и 08Х18 после пятикратного нагрева до температуры 1000 °С, выдержки и охлаждения, полученным при помощи энергодисперсионного анализа (рис. 11), толщина зоны внутри бывшей стали У8, в которой практически полностью отсутствует хром, уменьшилась до ~10 мкм, т. е. атомы хрома переместились на расстояние до 5–6 мкм. При этом расчетное расстояние L , на которое, согласно формуле (2), могут переместиться атомы хрома за время $\tau = 4500$ с (общая продолжительность пребывания материала при температуре 1000 °С за пять циклов термической обработки), составляет 0,367 мкм.

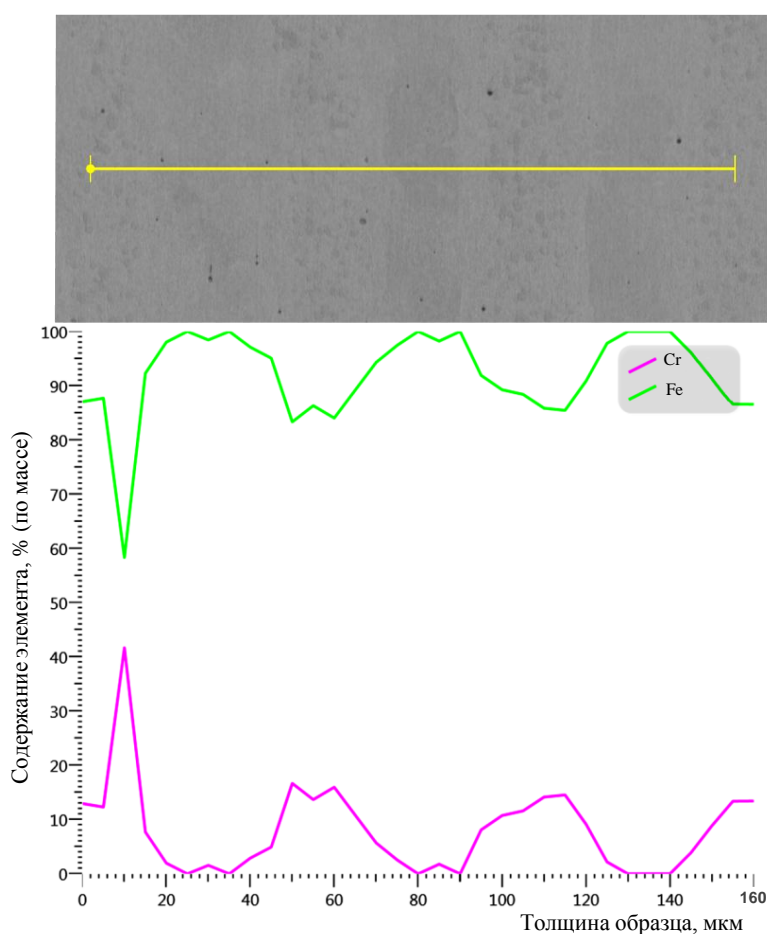


Рис. 11. Распределение хрома и железа в образце из сталей У8 и 08Х18 после пятикратного нагрева до температуры 1000 °С, выдержки и охлаждения

Вследствие диффузии хрома визуально уменьшилась толщина слоя бывшей стали 08Х18, что привело к образованию относительно широкой переходной зоны между слоями. Отсутствие карбидов хрома внутри переходной зоны можно объяснить, воспользовавшись данными химического анализа, полученными при помощи энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (рис. 12, табл. 3), и изотермическим разрезом системы Fe–Cr–C при температуре 1000 °С (рис. 9). Как видно из данных рис. 12, в прослойке содержится ~7 % (по массе) хрома. На изотермическом разрезе системы Fe–Cr–C при 1000 °С сплаву с 7 % (по массе) хрома и 0,4 % (по

массе) углерода соответствует область γ -железа, а с уменьшением содержания хрома с 17 % (по массе) структура сплава будет меняться следующим образом:

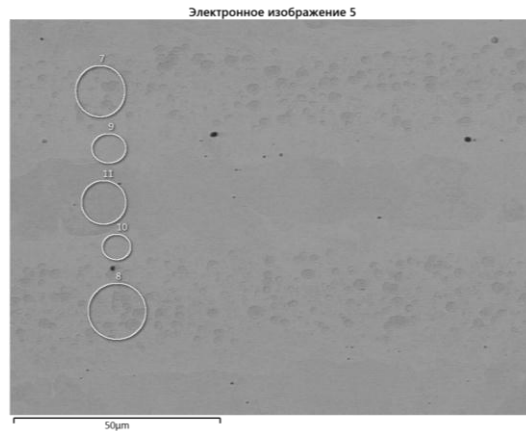
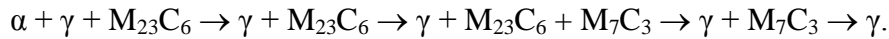


Рис. 12. Области химического анализа образца после пятикратного нагрева до температуры 1000 °С, выдержки и охлаждения

Таблица 3

Химический состав композиции после пятикратного нагрева до температуры 1000 °С, выдержки и охлаждения

Условный номер спектра	Содержание элементов, % (по массе)	
	Cr	Fe
7	20,21	79,79
8	22,74	77,26
9	7,18	92,82
10	6,83	93,17
11	1,38	98,62

Так, при уменьшении содержания хрома в слое бывшей стали 08X18 до некоторой критической величины, равной $\sim(8-9)$ % (по массе), происходит растворение образовавшихся ранее карбидов хрома. За счет этого визуально уменьшается толщина слоев бывшей стали 08X18. Внутри слоев бывшей стали У8 хром практически отсутствует, в то время как в центральной части слоев бывшей стали У8 содержание хрома практически не изменилось (на рис. 12 увеличенное содержание хрома в центральных частях слоев бывшей стали 08X18, по сравнению с начальным, связано с тем, что в анализируемых областях 7 и 8 содержится большое количество карбидов, где сосредоточена значительная часть хрома).

В результате однократного нагрева до температуры 1100 °С, выдержки в течение 15 мин и охлаждения материала из сталей У8 и 08X18 значительно изменилась структура слоев бывшей стали 08X18, которая приобрела игольчатое строение (рис. 13). Вероятно, данная структура является ферритом и карбидом $M_{23}C_6$, выделившимся в виде тонких пластинок из аустенита во время ускоренного охлаждения на воздухе. Вместе с тем видны и округлые довольно крупные карбиды $M_{23}C_6$, которые, в соответствии с вертикальным разрезом диаграммы состояния системы Fe–Cr–C при 17 % (по массе) Cr (рис. 8), должны растворяться при нагреве до температуры 1100 °С. Однако этого растворения не произошло в полном объеме ввиду недостаточной продолжительности выдержки либо недостаточного перегрева выше температуры растворения карбидов.

Из сравнения структуры материала после проведения пяти циклов нагрева до температуры 1000 °С со структурой материала после нагрева до температуры 1100 °С видно, что во втором случае в структуре присутствуют только относительно крупные включения карбидов типа $M_{23}C_6$, в то время как в первом случае в материале также наблюдается достаточное количество более мелких карбидов данного типа. Эти относительно мелкие карбиды все же растворились в аустените при нагреве до температуры 1100 °С, а затем при охлаждении на воздухе выделились в виде упомянутых ранее тонких пластинок. Стала также еще более отчетливо видна прослойка толщиной $\sim(2-3)$ мкм (рис. 13, б), имеющая игольчатое строение на границе со слоем стали 08X18. Видимая же толщина слоев материала практически не изменилась (25,1 мкм – у слоев стали У8 и столько же – для слоев стали 08X18).

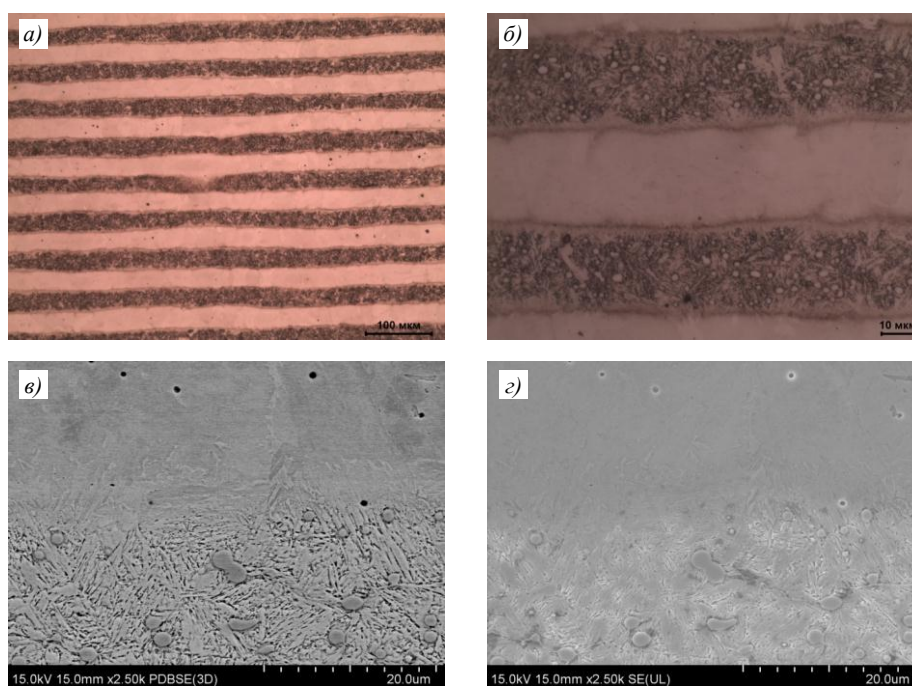


Рис. 13. Микроструктуры (*a* – $\times 200$; *б* – $\times 1000$; *в*, *г* – $\times 2500$) материала из сталей У8 и 08X18 после одного нагрева до температуры 1100 °С, выдержки и охлаждения, полученные оптической (*a*, *б*) и растровой электронной микроскопией в отраженных (*в*) и вторичных электронах (*г*)

Согласно данным работы [21], коэффициент диффузии хрома в феррите при температуре 1100 °С можно принять равным $2,7 \cdot 10^{-9}$ см²/с, а значение этого же коэффициента в аустените: $6,5 \cdot 10^{-12}$ см²/с. Как и при температуре 1000 °С, скорость диффузии хрома в феррите значительно больше, чем в аустените. При этом значения обоих коэффициентов диффузии (для феррита и аустенита) при температуре 1100 °С на порядок больше, чем при температуре 1000 °С: $6,5 \cdot 10^{-12}$ и $2,7 \cdot 10^{-9}$ см²/с против $3 \cdot 10^{-13}$ и $2 \cdot 10^{-10}$ см²/с соответственно.

Расчетное расстояние L , на которое, согласно формуле (2), могут переместиться атомы хрома за время выдержки $\tau = 900$ с при температуре 1100 °С, составляет 0,76 мкм, что уже больше, чем это же расстояние, рассчитанное для пяти циклов термической обработки ($\tau = 4500$ с) при температуре 1000 °С. Фактически же, согласно графикам распределения хрома и железа после одного нагрева до температуры 1100 °С (рис. 14), хром переместился на расстояние $\sim(1-3)$ мкм, поскольку ширина зоны с нулевым содержанием хрома сократилась до 16–18 мкм (по сравнению с 18–24 мкм в исходном состоянии). Однако несмотря на то, что значения рассчитанного диффузионного

пути хрома больше за один цикл нагрева до температуры 1100 °С, фактический же проделанный путь больше у атомов хрома, прошедших пятикратную термическую обработку при нагреве до температуры 1000 °С (2–6 мкм). Противоречие теоретических и реальных расстояний, на которые переместились атомы хрома, можно объяснить тем, что в расчетах не учитывается диффузия хрома за время нагрева и охлаждения образца.

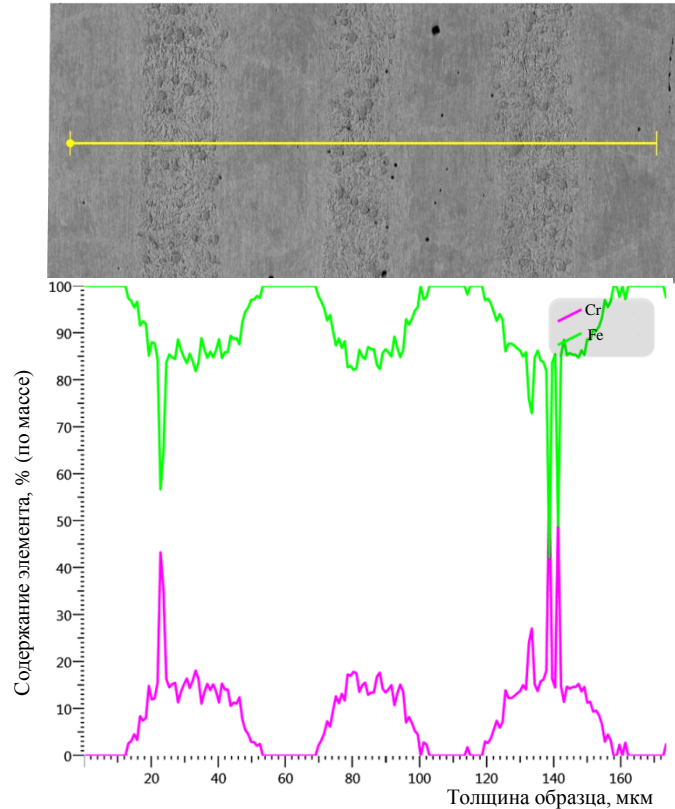


Рис. 14. Распределение хрома и железа в образце из сталей У8 и 08Х18 после одного нагрева до температуры 1100 °С, выдержки и охлаждения

В переходной зоне, согласно данным химического анализа (рис. 15, табл. 4), после однократного нагрева до температуры 1100 °С содержится 7–10 % (по массе) хрома. В центральных же областях слоев сталей 08Х18 и У8 содержание хрома практически не отличается от исходного.

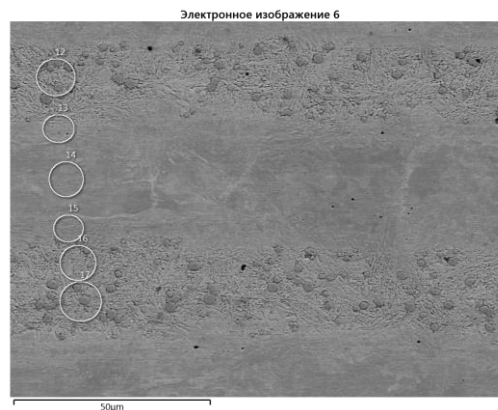


Рис. 15. Области химического анализа образца после одного нагрева до температуры 1100 °С, выдержки и охлаждения

**Химический состав композиции после одного нагрева
до температуры 1100 °С, выдержки и охлаждения**

Условный номер спектра	Содержание элементов, % (по массе)	
	Cr	Fe
12	20,96	79,04
13	10,32	89,68
14	0,65	99,35
15	7,65	92,35
16	16,02	83,98
17	18,2	81,8

После проведения двух циклов нагрева до температуры 1100 °С, выдержки и охлаждения значительно размылась межслойная граница, за счет чего визуально увеличилась толщина слоев бывшей стали У8 до значения 28,3 мкм, а толщина слоев бывшей стали 08Х18, наоборот, незначительно уменьшилась до значения 24,1 мкм (рис. 16). На изображении, полученном при помощи растрового электронного микроскопа (рис. 16, в), также отчетливо видна переходная зона между слоями толщиной 8–12 мкм, структура которой отличается от структуры соседних слоев. Согласно данным химического анализа (рис. 17, табл. 5), в прослойке содержится ~9 % (по массе) хрома.

Расчетное расстояние L , на которое, согласно формуле (2), могут переместиться атомы хрома за время выдержки $\tau = 1800$ с при температуре 1100 °С, составляет 1,08 мкм.

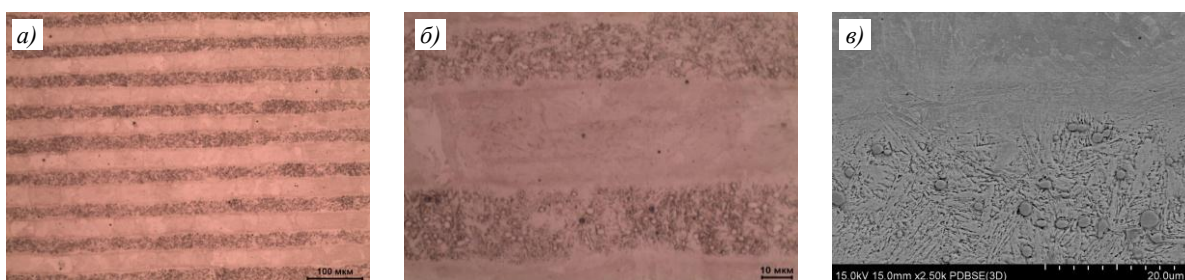


Рис. 16. Микроструктуры ($a - \times 200$; $b - \times 1000$; $c - \times 2500$) материала из сталей У8 и 08Х18 после двукратного нагрева до температуры 1000 °С, выдержки в течение 15 мин и охлаждения, полученные оптической (a, b) и растровой электронной микроскопией в отраженных электронах (c)

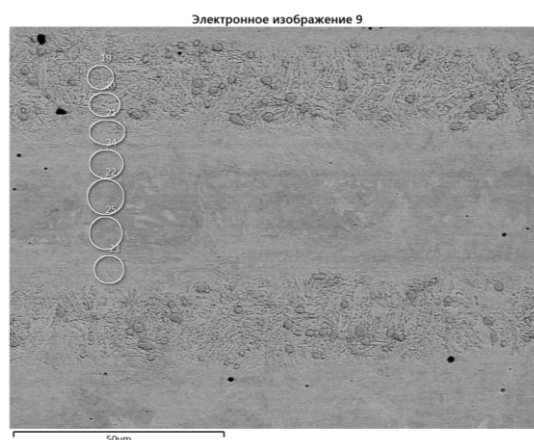


Рис. 17. Области химического анализа образца после двукратного нагрева до температуры 1100 °С, выдержки и охлаждения

Химический состав композиции после двукратного нагрева до температуры 1100 °С, выдержки и охлаждения

Условный номер спектра	Содержание элементов, % (по массе)	
	Cr	Fe
19	14,68	85,32
20	14,44	85,56
21	13,27	86,73
22	1,24	98,76
23	8,81	91,19
24	4,68	95,32
25	1,41	98,59

После проведения трех циклов термической обработки (рис. 18) слои бывшей стали У8 еще более значительно утонились (на 5–6 мкм по сравнению с исходным состоянием), а средняя толщина слоев стали У8 возросла до значения 33,3 мкм. Прослойка, наблюдаемая на всех предыдущих этапах термической обработки, стала трудноразличима на изображениях, полученных как на оптическом, так и на электронном микроскопах.

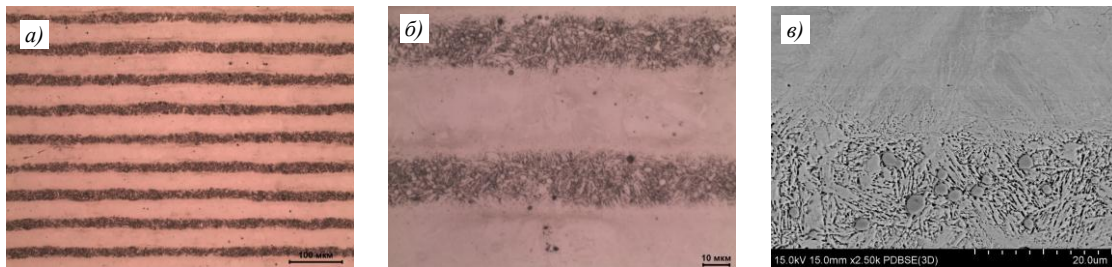


Рис. 18. Микроструктуры (*a* – $\times 200$; *b* – $\times 1000$; *v* – $\times 2500$) материала из сталей У8 и 08Х18 после трехкратного нагрева до температуры 1000 °С, выдержки и охлаждения, полученные оптической (*a*, *b*) и растровой электронной микроскопией в отраженных электронах (*v*)

Расчетное расстояние L , на которое, согласно формуле (2), могут переместиться атомы хрома в данном случае за время выдержки $\tau = 2700$ с при температуре 1100 °С, составляет 1,3 мкм.

Согласно данным химического анализа (рис. 19, табл. 6), в центральной части слоя бывшей стали 08Х18 содержание хрома почти не отличалось от первоначального. Непосредственно у границы слоя бывшей стали 08Х18 содержалось 9–11 % (по массе) хрома, а в центральной части слоя бывшей стали У8 количество хрома возросло до 1–3 % (по массе).

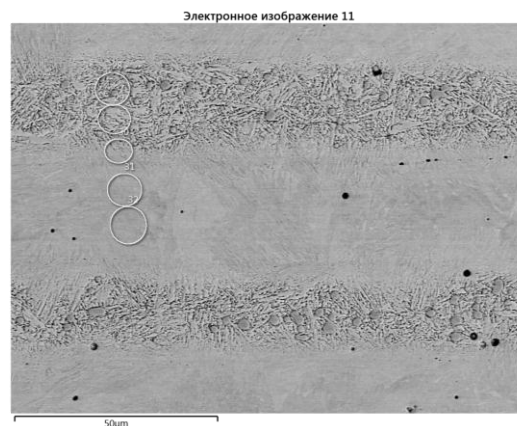


Рис. 19. Области химического анализа образца после трехкратного нагрева до температуры 1100 °С, выдержки и охлаждения

**Химический состав композиции после трехкратного нагрева
до температуры 1100 °С, выдержки и охлаждения**

Условный номер спектра	Содержание элементов, % (по массе)	
	Cr	Fe
28	16,39	83,61
29	14,5	85,5
30	11,72	88,28
31	2,42	97,58
32	1,81	98,19

Заключения

В результате прокатки получен слоистый композиционный материал, состоящий из 100 чередующихся слоев сталей 08X18 и У8, со средней толщиной слоя 25 мкм. Уже за время выдержки в печи при температуре 1000 °С в ходе получения материала произошло взаимодействие между слоями: углерод из стали У8 перераспределился между слоями материала, что привело к формированию карбидов типа $M_{23}C_6$, а хром частично продиффузировал в слои стали У8, что привело к образованию видимого переходного слоя толщиной 2 мкм.

Установлено, что при циклическом нагреве материала на основе сталей 08X18 и У8 происходит изменение толщины слоев. Так, после пяти циклов нагрева до температуры 1000 °С, выдержки и охлаждения наблюдаемая средняя толщина слоев стали 08X18 уменьшилась на ~4 мкм, а толщина слоев стали У8 увеличилась на 3,5 мкм. После трех циклов нагрева до температуры 1100 °С слои стали 08X18 утонились на 5–6 мкм, а средняя толщина слоев стали У8 возросла до значения 33,3 мкм.

С помощью данных энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии оценено расстояние, на которое продиффузировали атомы хрома из стали 08X18 в сталь У8. Так, за пять циклов нагрева до температуры 1000 °С атомы хрома переместились на расстояние 5–6 мкм, а за три цикла нагрева до температуры 1100 °С это расстояние стало >12 мкм.

Проведен расчет диффузионного пути хрома за время выдержки при исследуемых температурах. Расчет показал, что за 75 мин суммарной выдержки при температуре 1000 °С атомы хрома могли переместиться на расстояние 0,17 мкм, а за 45 мин суммарной выдержки при температуре 1100 °С – на 1,3 мкм.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № S. С. 7–17.
2. Кашин Д.С., Дергачева П.Е., Стехов П.А. Жаростойкие покрытия, наносимые шликерным методом (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2018. № 5 (65). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-64-75.
3. Трофименко Н.Н., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Проблемы создания и перспективы использования жаропрочных высокоэнтропийных сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-3-8.
4. Гращенков Д.В., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Высокотемпературные металломатричные композиционные материалы, армированные частицами и волокнами тугоплавких соединений // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 318–328. DOI: 10.18577/2071-9240-2017-0-S-318-328.
5. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // *Интеллект & Технологии*. 2016. № 2. С. 41–46.

6. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
7. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Лукина Н.Ф. Новый класс слоистых алюмоплексостеклопластиков на основе алюминий-литиевого сплава 1441 с пониженной плотностью // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. № SP2. С. 174–183.
8. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю. Алюминий-литиевые сплавы нового поколения и слоистые алюмоплексостеклопластики на их основе // Цветные металлы. 2016. № 8. С. 86–91.
9. Schmiedt A., Luecker L., Kolesnikov A., Plokhikh A.I., Walther F. Production- and microstructure-based fatigue assessment of metallic AISI 304/430 multilayer materials produced by hot pack rolling // Materialpruefung. 2017. Vol. 59 (2). P. 123–129.
10. Карпов М.И., Внуков В.И., Медведь Н.В. и др. Возможности метода вакуумной прокатки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев // Материаловедение. 2004. № 1. С. 48–53.
11. Кобелев А.Г., Лысак В.И., Чернышев В.Н. и др. Производство слоистых композиционных материалов. М.: Интермет-Инжиниринг, 2002. 496 с.
12. Батиенков Р.В., Большакова А.Н., Ефимочкин И.Ю. Проблема низкотемпературной пластичности молибдена и сплавов на его основе (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 3 (63). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-12-17.
13. Чувильдеев В.Н., Щавлева А.В., Нохрин А.В. и др. Влияние размера зерна и структурного состояния границ зерен на параметры низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности нано- и микрокристаллических сплавов // Физика твердого тела. 2010. Т. 52. № 5. С. 1026–1033.
14. Коржов В.П., Карпов М.И., Прохоров Д.В. Многослойная структура и высокотемпературная прочность жаропрочных материалов на основе соединений ниобия с алюминием и кремнием, полученных из композитов Nb–Al и Nb–Si // Физика и техника высоких давлений. 2013. Т. 23. № 1. С. 99–107.
15. Фирстов С.А., Карпов М.И., Коржов В.П. и др. Структура и свойства слоистого композита из высокоэнтропийного сплава с карбидным и интерметаллическим упрочнением // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2015. Т. 79. № 9. С. 1267–1267.
16. Карпов М.И., Коржов В.П., Кийко В.М. и др. Влияние термообработки под давлением на структуру слоистых композитов Ni/Al // Перспективные материалы. 2011. № S13. С. 704–712.
17. Колесников А.Г., Плохих А.И., Комисарчук Ю.С., Михальцевич И.Ю. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 6. С. 44–49.
18. Плохих А.И., Власова Д.В., Ховова О.М., Полянский В.М. Исследование влияния диффузионной подвижности легирующих элементов на стабильность структуры многослойных металлических материалов // Наука и образование. 2011. № 11. URL: <http://technomag.edu.ru/doc/262116.html> (дата обращения: 15.12.2020).
19. Арзамасов Б.Н., Макарова В.И., Мухин Г.Г. и др. Материаловедение. 8-е изд., стереотип. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. 648 с.
20. Гасик М.И., Лякишев Н.П. Теория и технология электрометаллургии ферросплавов: учебник. М.: Интермет-Инжиниринг, 1999. 764 с.
21. Блантер М.Е. Металловедение и термическая обработка. М.: Машгиз, 1963. 416 с.
22. Lee C.G., Iijima Y., Hiratani T., Hirano K. Diffusion of chromium in α -iron // Materials Transactions, JIM. 1990. Vol. 31. No. 4. P. 255–261.
23. Блантер М.Е. Фазовые превращения при термической обработке стали. М.: Металлургиздат, 1962. 268 с.
24. Табатчикова Т.И., Плохих А.И., Яковлев И.Л., Ключева С.Ю. Структура и свойства многослойного материала на основе сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 7. С. 633–647.

25. Власова Д.В., Плохих А.И., Семенов М.Ю. и др. Диффузия в многослойных материалах на основе углеродистых и легированных сталей, полученных горячей пакетной прокаткой // *Металлург*. 2018. № 5. С. 33–38.
26. Кинцел А.Б., Фрэнкс Р. Высокохромистые нержавеющие и жаропрочные стали. М.: *Металлургиздат*, 1945. 473 с.
27. Плохих А.И., Чан Ю., Карпухин С.Д. Исследование влияния межслойного диффузионного перераспределения углерода на ударную вязкость многослойных материалов // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2015. № 8. С. 86–91.
28. Термическая обработка в машиностроении: справочник / под ред. Ю.М. Лахтина, А.Г. Рахштадта. М.: *Машиностроение*, 1980. 783 с.
29. Созыкина А.С., Окишев К.Ю. Фазовые равновесия и превращения в высокохромистых сплавах железа: учеб. пособие. Челябинск: ИЦ ЮУрГУ, 2019. 40 с.
30. Bungardt K., Kunze E., Horn E. Untersuchungen über den Aufbau des Systems Eisen–Chrom–Kohlenstoff // *Archiv für das Eisenhüttenwesen*. 1958. Vol. 29. No. 3. P. 193–203.
31. Созыкина А.С. Моделирование превращений при аустенитизации и закалке и прогнозирование твердости высокохромистых сталей и чугунов на основе термодинамических и кинетических расчетов: дис. ... канд. техн. наук. Челябинск: ЮУрГУ, 2018. 153 с.