

УДК 669.017:006.055

А.И. Плохих¹, М.Д. Сафонов¹, А.Г. Колесников¹, С.Д. Карпухин¹

МЕХАНИЗМ РЕЛАКСАЦИИ МЕЖСЛОЙНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ СТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ

DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-26-32

Представлены результаты исследования стальных многослойных материалов, имеющих аномально низкие значения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) в направлении, перпендикулярном к плоскости проката. Подтверждением гипотезы о ведущей роли реактивных напряжений при проявлении указанного инварного эффекта стали результаты металлографического анализа. Показано, что проведение циклических высокотемпературных нагревов провоцирует рекристаллизацию на межслойных границах, вызванную разницей в значениях ТКЛР прилегающих слоев и влиянием высокой температуры.

Ключевые слова: горячая пакетная прокатка, многослойный металлический материал, направление прокатки, dilatометрический анализ, температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР), рекристаллизация.

A.I. Plokhikh¹, M.D. Safonov¹, A.G. Kolesnikov¹, S.D. Karpukhin¹

MECHANISM OF INTERLAMINAR STRESS RELAXATION IN MULTILAYER STEEL MATERIALS

The paper presents the findings of research of multilayer steel materials that feature abnormal low values of thermal linear expansion coefficient (TLEC) in the direction normal to the rolling plane. The hypothesis of the critical role of reactive stresses in the appearance of the Invar effect is supported by the results of metallographic examination. Cyclic high-temperature heating is shown to induce recrystallization at interlaminar borders, caused by the difference between TLEC values of adjacent layers and the high heating temperature.

Keywords: hot pack rolling, multilayer metal material, rolling direction, dilatometric analysis, coefficients of thermal expansion (CTE), recrystallization.

¹Федеральное 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: bauman@bmstu.ru

Введение

Создание перспективной авиационной и космической техники нового поколения предполагает реализацию комплексных подходов, в основе которых лежит использование интеллектуальных материалов и конструкционных систем, способных адаптироваться к внешним воздействиям. Такими воздействиями, приводящими к резкому изменению характеристик материалов, являются внешняя нагрузка, температура, давление, влажность и ряд других факторов. Эти изменения «вынуждают» материал и конструкцию в целом в динамическом режиме подстраиваться к внешним условиям и регулировать собственный отклик для получения оптимальных эксплуатационных характеристик.

Такие материалы можно условно разделить на две группы – «активные» и «пассивные» материалы. Первые совершают вынужденные действия при подаче внешнего сигнала из центра управления [1, 2], адаптивная реакция вторых является результатом самостоятельного изменения свойств

под действием внешних условий. Примером «пассивных» материалов могут служить термометаллы, выполняющие функциональные действия благодаря внутренним напряжениям, возникающим вследствие разности температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР) материалов, входящих в их состав. Подобные эффекты наблюдаются в основном в композиционных материалах, что является результатом взаимодействия локальных микроскопических полей упругих напряжений [3–5].

К группе «пассивных» материалов можно также отнести материалы с резко выраженной анизотропией одного из физических свойств. Известны теоретические работы, в соответствии с которыми ТКЛР в определенных направлениях может иметь значения вплоть до отрицательных – например, в слоистых материалах на основе бинарных (иридий+инвар) либо тройных (иридий+вольфрам+инвар) композиций металлов и неметаллов [6, 7]. Так, предполагается существование материала, способного в определенном температурном интервале сжиматься,

например, по оси Z и расширяться по осям X и Y , т. е. демонстрировать избирательное поведение в ответ на внешнее термическое воздействие. При этом основным критерием при выборе исходных составляющих многослойного материала является их отличие в значениях модуля нормальной упругости (E) и ТКЛР, которые могут различаться более чем в 4–5 раз.

Однако, по мнению авторов, именно это условие ставит под сомнение саму возможность получения таких конструкционных материалов в компактном виде. Трудности, связанные с проведением технологических переделов и необходимостью создания неразрывной связи между отдельными слоями, благодаря которым и стало бы возможным проявление указанного эффекта, видятся весьма значительными. Поэтому актуальной задачей является проверка адекватности упрощенной модели на многослойных объектах, полученных с использованием более технологичных материалов – например, сталей.

Материалы и методы

Исходя из представленных соображений исследованы две модельные композиции, составленные из сталей 08X18H10+08кп и 08X18H10+У8. Первичные композитные заготовки состояли из 100 чередующихся через один листов указанных сталей толщиной 0,5 мм, т. е. по 50 листов каждой марки соответственно. По разработанному ранее экспериментальному технологическому маршруту (рис. 1), включающему мерную резку заготовок из листов, обработку их поверхности, сборку нарезанных листов в пакет, вакуумирование пакета и последующее пластическое деформирование методом горячей прокатки при температуре 1000°C, получены заготовки полосового сортамента шириной 100 мм и толщиной 10 мм [8–10].

Полученные после первого цикла полосы толщиной 10 мм докатывали до толщины 2 мм, зачищали, собирали в пакет и, в соответствии с описанным технологическим маршрутом, они прохо-

дили второй цикл обработки путем проведения горячей пакетной прокатки до толщины 10 мм.

Для проведения дилатометрических исследований из горячекатаной полосы как после первого, так и после второго технологических циклов, вырезали образцы одинаковой длины, равной 10 мм, которая соответствовала толщине проката. Образцы вырезали в трех направлениях: вдоль направления проката (RD), в плоскости проката (TD) и в направлении, перпендикулярном плоскости проката (ND).

Таким образом, объекты исследования имели одинаковые размеры, но разное структурное строение – после первого цикла это были стослойные образцы, которые имели толщину единичного слоя, равную 100 мкм, а после второго цикла, когда количество слоев составляло ~1500 шт., толщина слоя не превышала 5 мкм. Типичная микроструктура многослойных материалов представлена на рис. 2.

Микроструктуру прокатанных образцов в сечении, перпендикулярном направлению прокатки, исследовали методами металлографического анализа, а также с помощью сканирующей электронной микроскопии. Металлографические исследования проводили на микроскопе Neophot. Травление осуществляли химическим способом в 4%-ном спиртовом растворе HNO_3 . Шлифы также исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе VEGA TS5130 в режиме энергодисперсионного анализа.

Исследования теплофизических свойств выполняли на дилатометре DIL-402С производства фирмы Netzsch (Германия) с держателем и толкателем из корунда в интервале температур от 20 до 1100°C при нагреве и охлаждении печи со скоростью 5°C/мин в атмосфере технически чистого аргона. Температуру измеряли платина-платинородиевой термопарой (тип S), расположенной в непосредственной близости от образца, с погрешностью, не превышающей 5°C. С учетом того факта, что длина образцов не превышала 10 мм, для тарировки прибора и получения базовой линии дилатометра использовался эталон из сплава «пирос» длиной 10 мм и диаметром 6 мм.

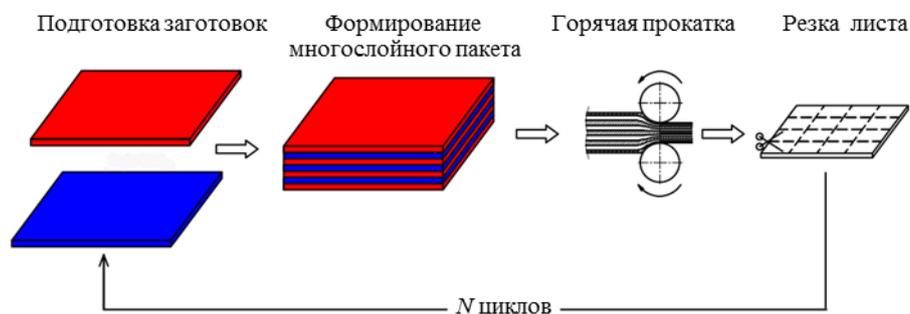


Рис. 1. Схема экспериментального технологического маршрута получения многослойных металлических материалов

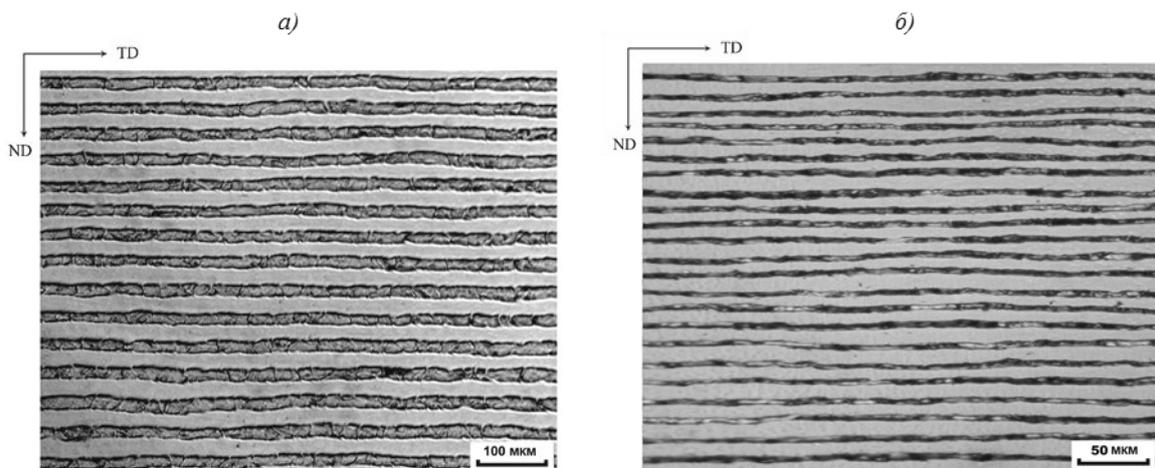


Рис. 2. Микроструктура многослойных металлических материалов после первого (а) и второго (б) технологических циклов

Результаты и обсуждение

Проведенное дилатометрическое исследование показало (рис. 3), что исследуемый многослойный материал 08X18H10+У8, полученный после первого и второго технологических циклов, имеет аномалию теплового расширения ($\Delta L/L$) в направлении, перпендикулярном к плоскости прокатки ND. Одновременно с этим в плоскости этого же материала, в направлениях RD и TD, ход дилатометрической кривой с незначительными отклонениями совпадает с трендом термического расширения стали 08X18H10. Наблюдаемое при температуре $\sim 900^\circ\text{C}$ превращение в направлении ND соответствует $\alpha \rightarrow \gamma$ переходу в углеродистой стали, входящей в состав исследуемой композиции. При этом, как будет показано далее, изменение положения критических точек для стали, бывшей ранее сталью У8, обусловлено активной диффузией углерода в слои, ранее бывшими слоями стали 08X18H10.

Исследования, проведенные на композиции 08X18H10+08кп, показали, что обнаруженная аномалия термического расширения также при-

сутствует, что свидетельствует о влиянии многослойного строения на проявление обнаруженного эффекта.

Технический ТКЛР, определенный для исследуемых композиций многослойных материалов, приведен в табл. 1 и 2.

Видно, что после завершения второго технологического цикла обнаруженная инварная аномалия усиливается и смещается в область более низких температур. Для объяснения данного эффекта выдвинута гипотеза о ведущей роли реактивных касательных и нормальных напряжений, возникающих при нагреве вследствие разницы значений ТКЛР сопрягающихся слоев.

В соответствии с гипотезой, в направлениях проката RD и TD наблюдается уменьшение значений ТКЛР многослойного материала в целом вследствие взаимной компенсации термического расширения разнородных слоев (рис. 4, а). Этот эффект особенно сильно проявляется в интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода углеродистых сталей. Так, уменьшение параметров решетки при обратном превращении практически полностью компенсируется

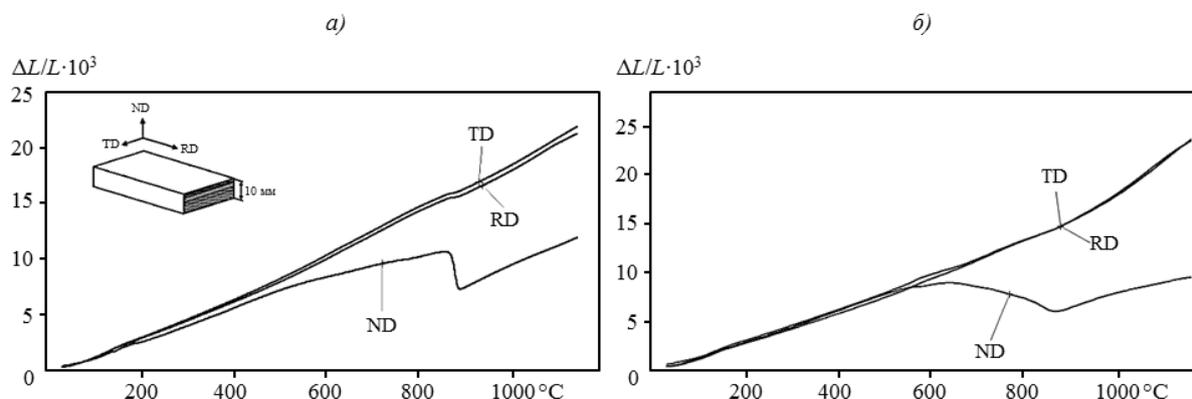


Рис. 3. Зависимость относительного удлинения многослойного материала 08X18H10+У8 в направлениях RD, TD и ND в образцах толщиной 10 мм с количеством слоев 100 (а) и 1500 (б)

Таблица 1

Технический ТКЛР (α) композиции 08X18H10+У8

Направление проката	Значения $\alpha \cdot 10^6, K^{-1}$, в температурном интервале, °С – от 20 до									
	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100
100 слоев (толщина слоя 100 мкм)										
RD	14,2	14,9	15,4	16,0	16,8	17,5	18,0	18,1	18,7	19,0
TD	14,9	15,5	16,0	16,7	17,4	18,1	18,6	18,7	19,2	19,7
ND	12,0	13,0	13,8	14,3	13,9	13,3	12,7	8,1	9,4	10,1
1500 слоев (толщина слоя 5 мкм)										
RD	13,5	13,9	14,4	14,9	15,7	16,2	16,7	17,2	18,3	19,9
TD	13,9	14,5	15,0	15,5	16,0	16,1	16,5	17,0	18,3	19,9
ND	14,0	14,5	15,2	15,6	14,5	11,8	8,7	7,0	7,9	8,1

Таблица 2

Технический ТКЛР (α) композиции 08X18H10+08кп

Направление проката	Значения $\alpha \cdot 10^6, K^{-1}$, в температурном интервале, °С – от 20 до									
	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100
100 слоев (толщина слоя 100 мкм)										
RD	14,4	15,2	16,1	17,0	17,8	18,3	18,6	18,8	19,1	19,5
TD	14,6	15,2	16,1	17,0	17,6	17,8	17,9	17,6	17,7	17,8
ND	15,0	15,5	15,8	15,5	14,6	13,9	13,3	7,8	9,1	10,1
1500 слоев (толщина слоя 5 мкм)										
RD	11,6	12,0	12,3	12,6	13,2	13,3	13,7	14,7	15,4	15,8
TD	11,7	11,8	12,3	12,6	13,0	12,7	12,9	14,1	14,9	15,4
ND	11,9	12,4	13,0	13,5	13,1	7,8	3,1	4,4	6,1	7,3

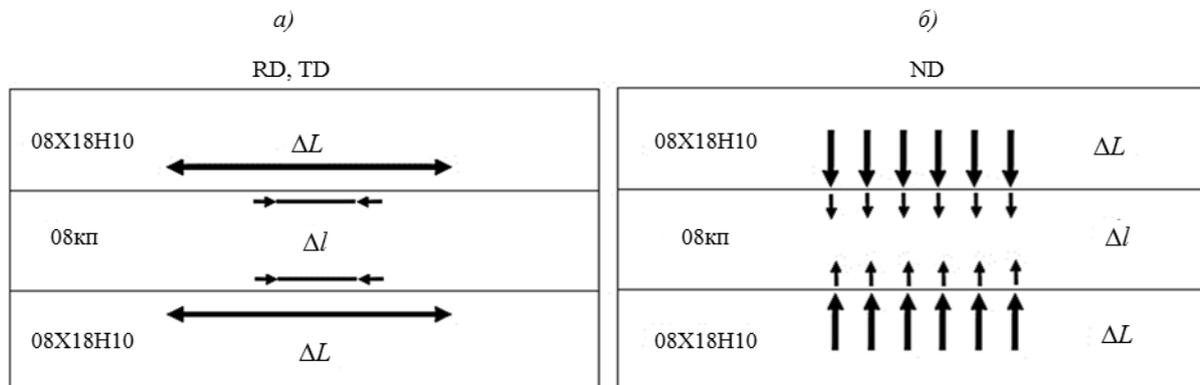


Рис. 4. Схема влияния касательных (а) и нормальных (б) напряжений на примере композиции 08X18H10+08кп

расширением стали 08X18H10, что проявляется в отсутствии аномалии на дилатограммах направлений RD и TD.

С другой стороны, в направлении ND наблюдается кумулятивное усиление эффекта сжатия, которое связано с расширением стали 08X18H10, которое накладывается на сжимающиеся слои, претерпевающие $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение (рис. 4, б). Именно такое сжатие приводит к появлению значений ТКЛР в направлении ND, соответствующих значениям для классических инварных сплавов, но только не в области климатических температур, а в интервале от 800 до 1100°C.

Анализ микроструктуры стослойных образцов, состоявших изначально из сталей 08X18H10 и У8, показал, что после завершения первого технологического цикла измененная структура представляет собой чередующиеся слои низкоуглеродистой стали и слои бывшей стали 08X18H10 (рис. 5, а). Характерным для слоев стали 08X18H10 является присутствие большой объемной доли высокодисперсной карбидной фазы, которая образовалась вследствие направленной диффузии углерода (рис. 5, б) [11].

Важным, с точки зрения анализа действия межслойных напряжений, является наличие слабобравающихся светлых прослоек, в которых отсутствует карбидная фаза (рис. 6, а), что может свидетельствовать о том, что эти прослойки образовались после завершения карбидной реакции. Результаты микрорентгеноспектрального анализа, приведенные ранее, показывают, что химический состав этих прослоек отличается от состава твердого раствора слоя стали 08X18H10, что свидетельствует об усреднении химического состава между сопрягающимися слоями из-за протекания перекристаллизации.

Для проверки этого предположения стослойные образцы композиции 08X18H10+У8 подвергали повторному нагреву до температуры 1200°C, которая заведомо превышает температуру раство-

рения присутствующих карбидов хрома. Видно (рис. 7), что в слоях исследуемого многослойного материала произошли изменения. Так, полностью растворилась карбидная фаза в слоях, бывших ранее сталью 08X18H10, что привело к активному протеканию рекристаллизации с образованием крупнозернистой структуры. Одновременно с этим слои, бывшие ранее сталью У8, уменьшились по толщине – со среднего значения 100 мкм в исходном горячекатаном состоянии до значений 85–90 мкм. Таким образом, увеличение толщины слоев, бывших ранее сталью 08X18H10, произошло путем миграции межслойных границ в направлении слоев, бывших ранее сталью У8.

На основании этого можно сделать вывод о том, что движущей силой в этом процессе являются межслойные напряжения, возникающие из-за разницы значений ТКЛР сопрягающихся слоев, которые для сплавов с близким химическим составом при данных температурах отличаются более чем в 1,5 раза [12]. Механизмом релаксации этих напряжений выступает динамическая рекристаллизация, которая происходит на границе между слоями и металлографически выявляется в виде прослоек. При этом фронт движущейся границы направлен в сторону наиболее пластичного слоя, что обусловлено наименьшей энергией для осуществления микропластической деформации, которая предшествует началу процесса рекристаллизации.

Для исключения влияния диффузионных процессов на механизмы релаксации межслойных напряжений, проведены аналогичные исследования на композиции 08X18H10+08кп. Установлено (рис. 8, б), что повторный однократный нагрев до температуры 1200°C также приводит к образованию на границе слоя, обращенного к стали 08кп, дополнительной прослойки.

Проведение трехкратного нагрева до температуры 1200°C показало, что толщина этой

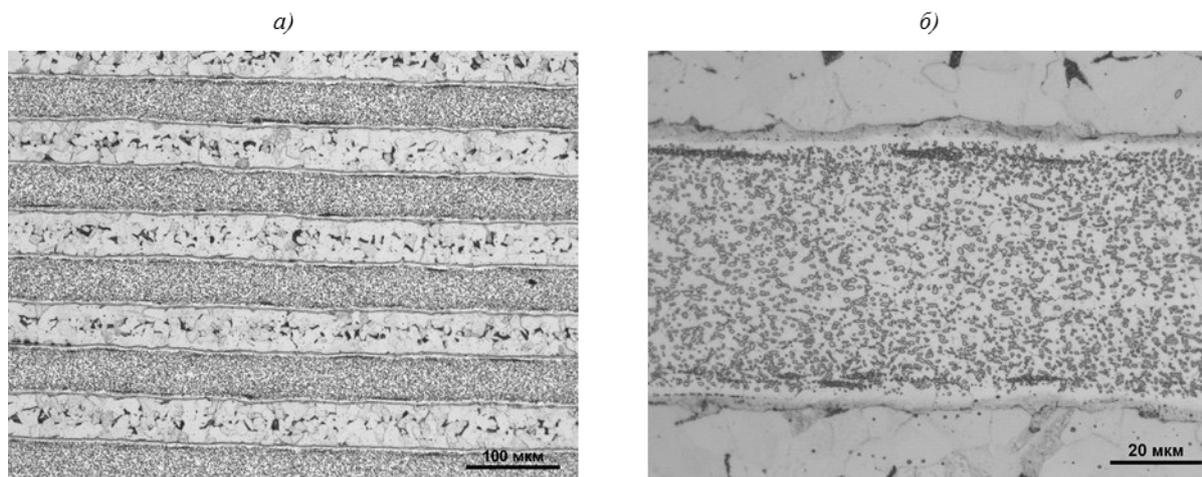


Рис. 5. Микроструктура композиции 08X18H10+У8 (а) и слоя стали 08X18H10 (б)

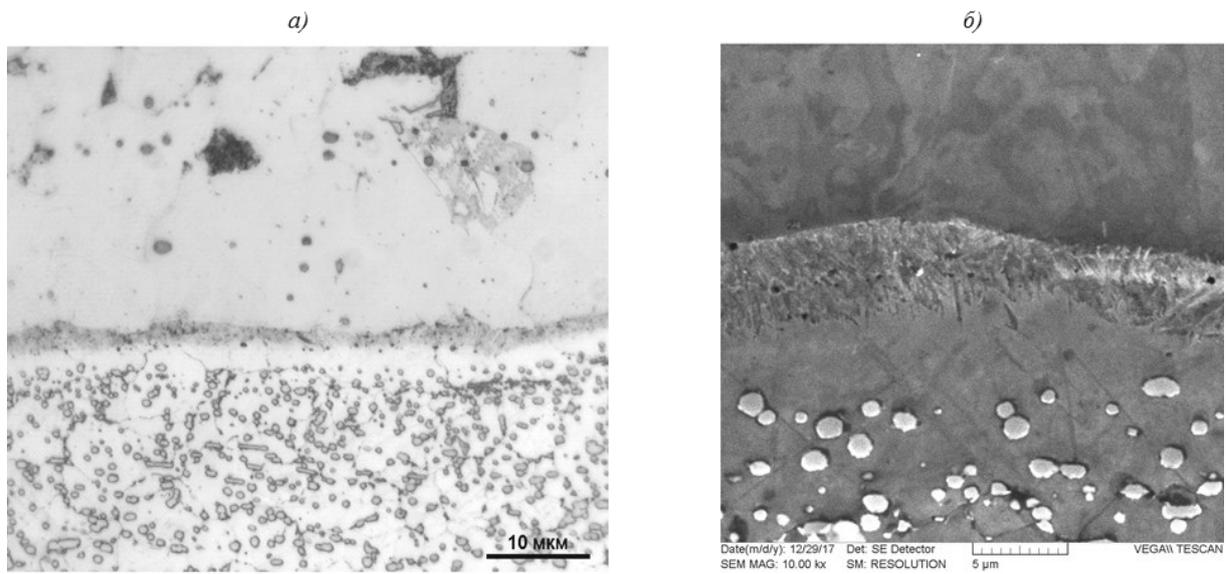


Рис. 6. Микроструктура межслойной границы композиции 08X18N10+У8:
 а – оптическое изображение; б – электронное изображение

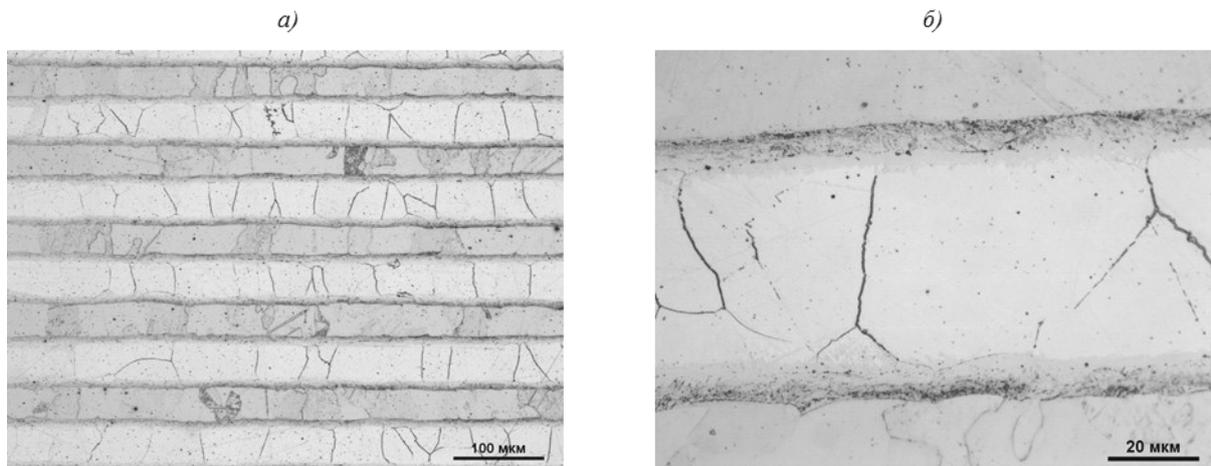


Рис. 7. Микроструктура композиции 08X18N10+У8 после нагрева до температуры 1200°C

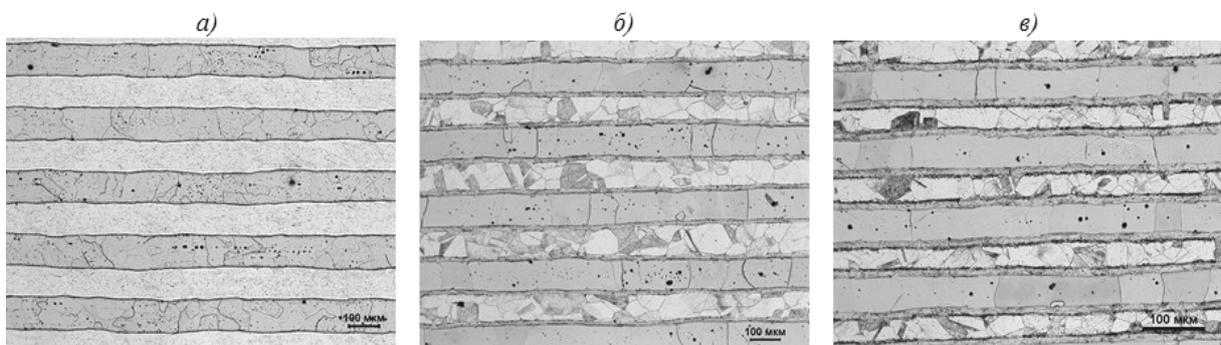


Рис. 8. Микроструктура композиции 08X18N10+08кп в исходном состоянии (а) и после повторного однократного (б) и трехкратного (в) нагрева до температуры 1200°C

прослойки увеличивается, что свидетельствует о развитии процессов рекристаллизации и подтверждает предположение о ведущей роли межслойных напряжений в процессах структурообразования в многослойных металлических материалах (рис. 8, в).

Заключения

Таким образом, в результате проведенных исследований подтверждено существование стального конструкционного материала, способного в ответ на внешнее воздействие демонстрировать избирательное поведение, которое проявляется в резко выраженной анизотропии термического расширения. Установлено, что с увеличением количества слоев в многослойном материале ано-

мальный характер термического расширения в направлении, перпендикулярном плоскости проката, усиливается и смещается в область более низких температур. Показано, что причиной такой анизотропии свойств являются напряжения, возникающие вследствие разности значений ТКЛР сталей, входящих в состав исходной композиции многослойного материала. Механизм релаксации этих напряжений связан с динамической рекристаллизацией, которая происходит на границе между слоями. Направление миграции межслойной границы обращено в сторону наиболее пластичного слоя, что обусловлено наименьшими энергетическими затратами на осуществление микропластической деформации, которая предшествует началу процесса рекристаллизации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шалин Р.Е., Машинская Г.П., Железина Г.Ф., Морозов Г.А. Адаптирующиеся (интеллектуальные) материалы и проблемы их создания // *Технология: межотраслевой науч.-технич. сб. Сер.: Конструкции из композиционных материалов*. М.: ВИМИ, 1995. Вып. 2. С. 43–48.
2. Гуляев И.Н., Гуняев Г.М., Раскутин А.Е. Полимерные композиционные материалы с функциями адаптации и диагностики состояния // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 242–253.
3. Bensoussan A., Lions J.-L., Papanicolaou G.C. *Asymptotic Analysis for Periodic Structures*. Amsterdam, 1978. 369 p.
4. Sanchez-Palencia E. *Non-Homogeneous Media and Vibration Theory // Lecture Notes in Physics*. Springer, 1980. Vol. 127. 367 p.
5. Almgren R.F. An isotropic three-dimensional structure with Poisson's ratio // *Journal of Elasticity*. 1985. Vol. 15. P. 427–430.
6. Колпаков А.Г., Ракин С.И. К задаче синтеза композиционного материала одномерного строения с заданными характеристиками // *Прикладная механика и техническая физика*. 1986. №6. С. 143–150.
7. Колпаков А.Г., Ракин С.И. Деформационные характеристики слоистых композитов при нелинейных деформациях // *Прикладная механика и техническая физика*. 2004. №5. С. 157–166.
8. Колесников А.Г., Плохих А.И., Михальцевич И.Ю. Исследование возможности получения субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки // *Производство проката*. 2010. №3. С. 25–31.
9. 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. 633–646.
10. Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Плохих А.И., Дельгадо Рейна С.Ю. Исследование многослойного материала на основе нержавеющей сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки // *Физика металлов и металловедение*. 2014. Т. 115. №4. С. 431–442.
11. Плохих А.И., Чан Юэ, Карпунин С.Д. Исследование влияния межслойного диффузионного перераспределения углерода на ударную вязкость многослойных материалов // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2015. №8. С. 86–91.
12. Зубченко А.С., Колосков М.М., Каширский Ю.В. и др. *Марочник сталей и сплавов*. М.: Машиностроение, 2003. С. 585–784 с.