электронное научно-техническое издание
НАУКА и ОБРАЗОВАНИЕ
Эл № ФС 77 - 30569. Государственная регистрация №0421100025. ISSN 1994-0408

Исследование влияния диффузионной подвижности легирующих элементов на стабильность структуры многослойных металлических материалов

77-30569/262116

11, ноябрь 2011

Плохих А. И., Власова Д. В., Ховова О. М., Полянский В. М.

УДК 620.18: 669-419:621.771

МГТУ им. Н. Э. Баумана
plokhikh@bmstu.ru
vlasova-dari@list.ru
khovova@bmstu.ru

Введение

Использование многослойных металлических материалов позволяет значительно повысить ресурс деталей и конструкций, работающих в условиях высоких температурно-силовых нагрузок с одновременной экономией дорогостоящих легирующих элементов. При этом, производство подобных материалов путем прокатки является наиболее эффективным и экономичным по сравнению с другими процессами, такими как, например горячее прессование. Наряду с известными слоистыми материалами, имеющими в структуре ограниченное количество слоев, перспективной может оказаться технология получения многослойных материалов листового сортамента, состоящих из сотен и тысяч слоев с толщинами субмикро- и нанометрического диапазона. Примеры подобных материалов с ламинарной структурой, полученных на основе взаимно не растворимых металлов, хорошо известны [1-4]. Формирование же подобной структуры в однородных материалах является задачей достаточно сложной, потому как получить многослойный материал прокаткой композиции, состоящей только из слоев, например, железа, приводит к формированию монолитной заготовки без видимых признаков слоистой структуры.

Весьма похожая структурная картина наблюдается также и при получении субмикро- и нанокристаллических материалов ARB - методом [5-7], в котором используется близкая по своей сути технологическая схема многократной пакетной прокатки. В результате наблюдается измельчение зеренной структуры до сверхтонких зерен толщиной 200 нм, которое, по мнению авторов, происходит благодаря интенсивной пластической деформации. Ламинарное

же строение в конечной структуре изначально слоистой заготовки в этих материалах отсутствует.

Проведенные ранее исследования показали [8], что получение многослойной ламинарной структуры в материале, созданном на основе одного металла, все же возможно, если в исходной композиции участвуют сплавы, имеющие различное кристаллическое строение (например, решетки ОЦК и ГЦК). При этом круг технически значимых сплавов существенно расширяется, если в качестве основного вида обработки использовать горячую прокатку. В этом случае деформирование проводят в таком интервале температур, в котором исходные составляющие заготовки имеют разные типы кристаллических решеток.

Образование прочного соединения при горячей прокатке, как известно, обусловлено протеканием диффузионной сварки между составляющими многослойного материала в твердом состоянии под воздействием высокой температуры и давления. Дополнительным фактором, влияющим на строение межслойной границы, является соотношение прочностных и пластических характеристик материалов, составляющих многослойную композицию [9]. Определяющими же являются такие параметры, как температура и степень деформации, влияющие в конечном итоге на микроструктуру и прочность связи между слоями за счет образования общих зерен на границах раздела [10-13].

Однако, образование общих зерен в материалах, обладающих истинно ламинарной структурой, является недопустимым из-за нарушения регулярного расположения слоев с различным типом решеток, делающего невозможным постепенное утонение слоев деформацией прокатки. Решение этой задачи открыло бы возможность синтезировать многослойные конструкционные материалы с заданным уровнем свойств, в частности, с высокими значениями ударной вязкости и трещиностойкости [14, 15].

Учитывая, что получение многослойного материала сопровождается повторением циклов нагрева и деформирования [16], можно ожидать, что нарушение ламинарного строения, обусловленное фазовой либо структурной перекристаллизацией, должно проявиться именно в высокотемпературной области [17, 18]. Поэтому актуальной является задача исследования диффузии легирующих элементов в многослойных материалах при циклическом высокотемпературном нагреве.

Материалы и методы исследования

На основании разработанных схем выбора исходных составляющих [19] была изготовлена многослойная композиция, состоящая из сталей 08Х18Н10 и У8, которая в начале обработки имела 100 попеременно чередующихся между собой слоев толщиной 0,5 мм по 50 каждой марки. По 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 ^{0}C, из композиции были получена полоса толщиной 2 мм. Из этой полосы затем были изготовлены мерные стослойные заготовки, ставшие исходными для следующего пакета, приготовленного для проведения второго технологического цикла.

Из полученных заготовок после окончания первого и второго циклов были отобраны образцы для проведения исследований.

Для изучения превращений, происходящих в исследуемых материалах при нагреве, были использованы термический и дилатометрический анализ, выполненные по дифференциальной схеме.

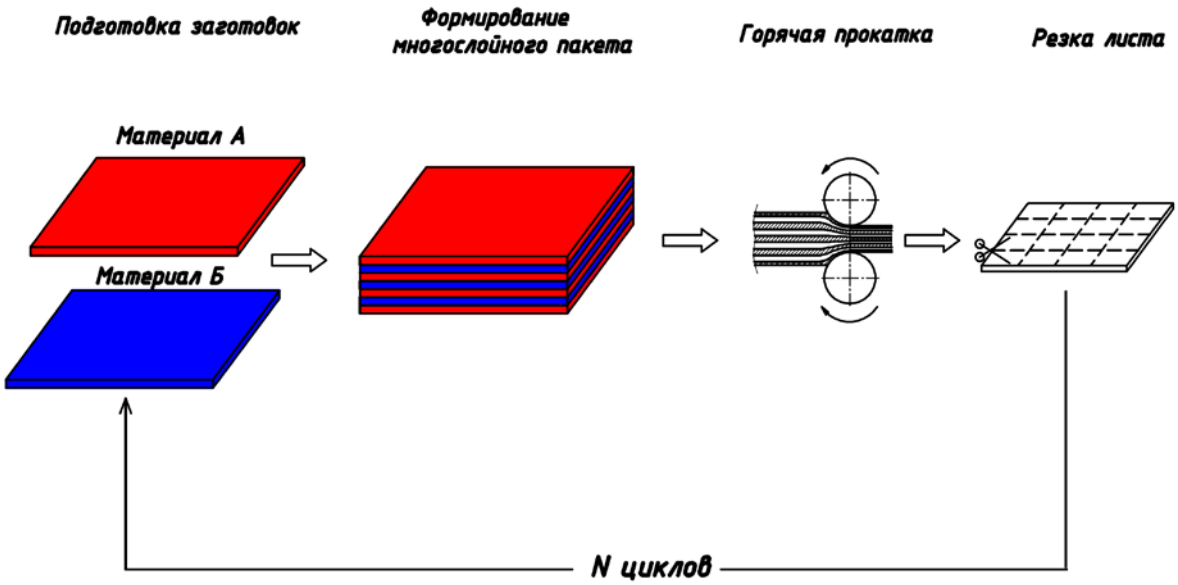


Рис. 1. Экспериментальная схема технологического цикла

Дифференциальный термический анализ был проведен на лабораторной установке ДТА-5 при скорости нагрева и охлаждения 20 град/мин в среде гелия.

Дилатометрический анализ был проведен с помощью установки типа ДКМ в обычной атмосфере на образцах квадратного сечения со стороной 2 мм, вырезанных в направлении, совпадающем с направлением проката, из заготовок листового сортамента толщиной 2 мм, полученных после окончания первого и второго технологического цикла. Эталон был изготовлен из жаростойкого никелевого сплава "пирос" (82 %Ni + 7 %Cr + 5 %W +3 %Mn +3 %Fe). Во время эксперимента скорость нагрева и охлаждения составляла 20 град/мин.

Структуру, полученную после первого и второго циклов обработки, изучали методом оптической микроскопии на микроскопе «Neophot» и методом электронной микроскопии на

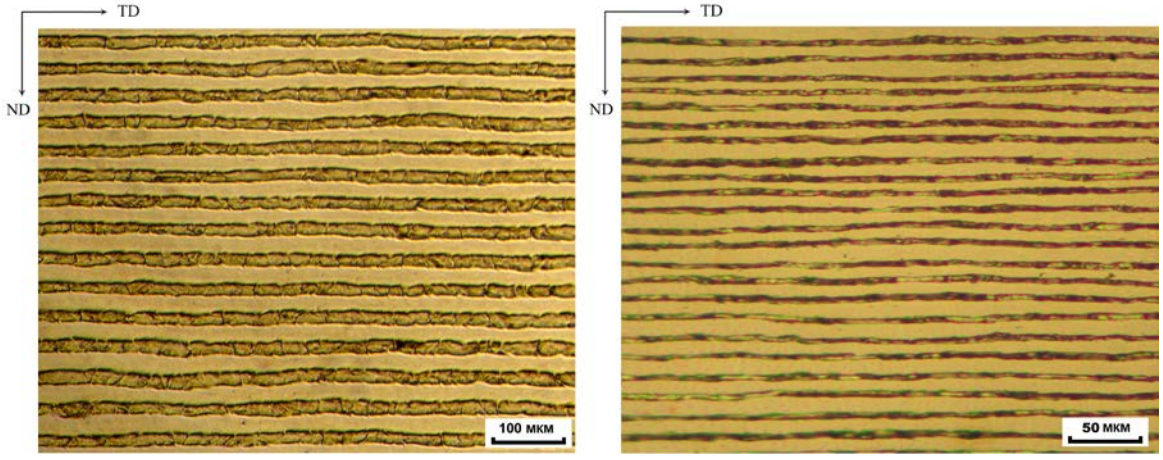
сканирующем электронном микроскопе VEGA TS5130 в режиме энерго-дисперсионного анализа, а также в режиме вторичных электронов при ускоряющем напряжении от 5 до 20 кВ.

Для исследования послойного распределения легирующих элементов были использованы образцы толщиной 2 мм, полученные после завершения первого технологического цикла, и образцы толщиной 10 мм, отобранные на заключительной стадии второго цикла. Такой выбор образцов объясняется тем, что при завершении второго цикла обработки толщины слоев становились соизмеримыми с диаметром электронного пучка зонда, что привело бы к значительной погрешности в определении химического состава каждого слоя.

Результаты исследований и обсуждение

Изучение микроструктуры образцов многослойных материалов показало, что после первого технологического цикла в них формируется ламинарная структура, приведенная на рис. 2а. Толщина отдельного слоя при общей толщине заготовки, равной 2 мм, составила 20 мкм.

Реализация второго технологического цикла выявила разнотолщинную структуру, приведенную на рис. 2б. При этом средняя толщина слоев стали 08Х18Н10 составила 6,3 мкм, а стали У8 - 3,8 мкм, соответственно, при общей толщине заготовки 10 мм.



а) б)

а) первый технологический цикл, толщина заготовки 2 мм
б) второй технологический цикл, толщина заготовки 10 мм

Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения образца исследуемой композиции

Дифференциальный термический анализ превращений, происходящих при нагреве исходных сталей, входящих в состав многослойной композиции, показывает, что значительный тепловой эффект, связанный с изменением типа кристаллической решетки, наблюдается только в стали У8 (рис. 3). Температура начала превращения, которая фиксируется как резкое отклонение от общего тренда термограммы, весьма близка к значению равновесной температуры

(727 °С). Направление же отклонения указывает на положительный знак теплового эффекта, характеризующий поглощение тепла образцом в момент превращения. Учитывая, что вторая компонента многослойной композиции имеет стабильную ГЦК - решетку, значимых превращений при ее нагреве в исследуемом температурном интервале практически не наблюдается.

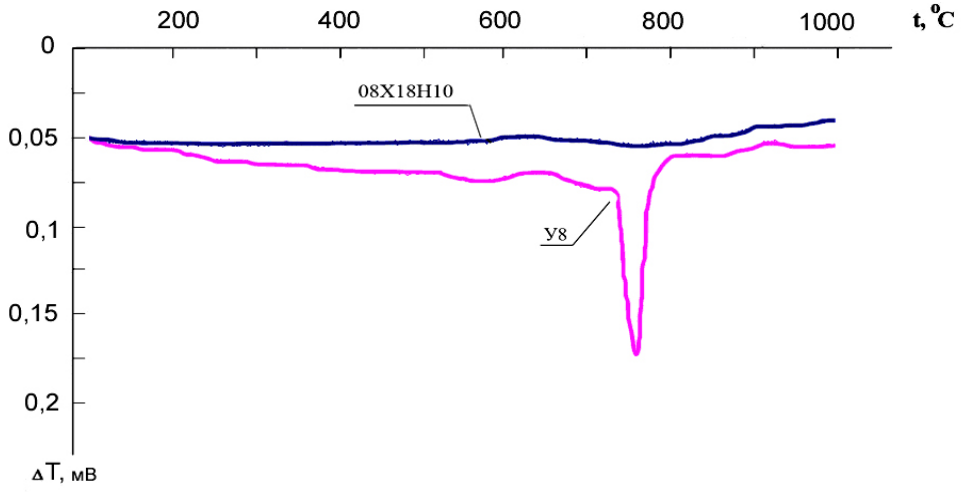
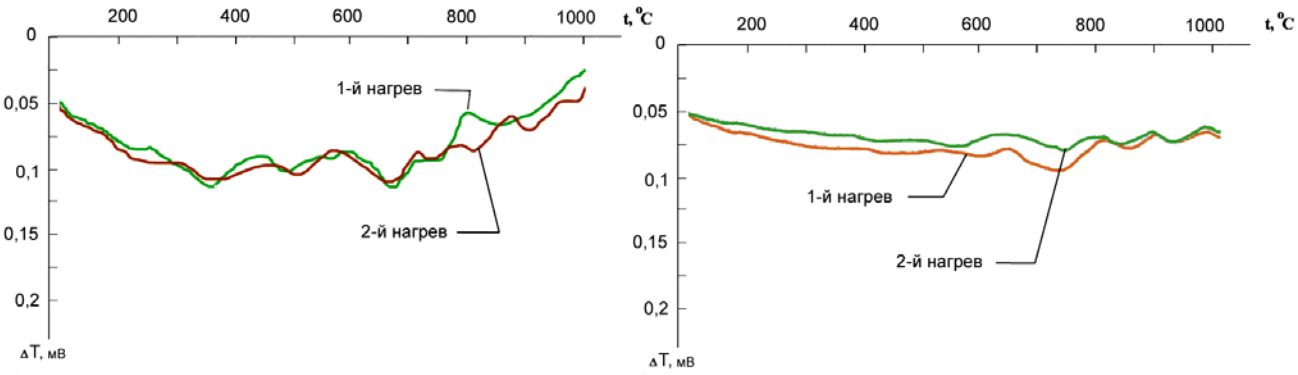


Рис. 3. Термограммы нагрева образцов исходных сталей,
составляющих композицию 08Х18Н10+У8

Рассмотрение термограмм нагрева образцов, прошедших один технологический цикл обработки, показывает, что характер превращений, протекающих в исследуемом материале, судя по тепловым эффектам, является достаточно сложным (рис. 4а). В первую очередь необходимо отметить, что в процессе нагрева образец интенсивно поглощает тепло во всем исследуемом интервале температур. Подтверждением этому является существенное отклонение от горизонтали кривых нагрева образца первого технологического цикла, причем, как после первого, так и после второго нагрева. Важным является так же то, что в результате формирования компактного многослойного материала значительным образом уменьшается тепловой эффект от $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, который, учитывая один знак с общим тепловым эффектом, становится практически не заметным.

Термограммы нагрева образцов, прошедших дополнительно еще один технологический цикл обработки до толщины заготовки 2 мм, показывают (рис. 4б), что до температуры ~550 °С локальных тепловых эффектов, обусловленных структурными превращениями, не наблюдается. В интервале температур от 550 до 750 °С на достаточно пологой кривой нагрева можно увидеть тепловой эффект от превращения, идущего с выделением тепла. При этом проведение второго нагрева приводит к увеличению этого эффекта, что может быть связано, в свою очередь, с уменьшением величины теплового эффекта от превращения, идущего с поглощением тепла в интервале от 650 до 800 °С.



а) б)

а) первый технологический цикл
б) второй технологический цикл

Рис. 4. Термограммы нагрева образцов композиции 08Х18Н10+У8

Для уточнения характера превращений в исследуемом материале был проведен дилатометрический анализ, который показал, что ход кривых нагрева и охлаждения существенным образом отличаются для одного и того же образца в зависимости от кратности нагрева. В частности, первый нагрев образца композиции 08Х18Н10+У8, приводит к заметному изменению исходной длины образца, которое фиксируется, как несовпадение начальной и конечной точек дилатограммы (рис. 5а).

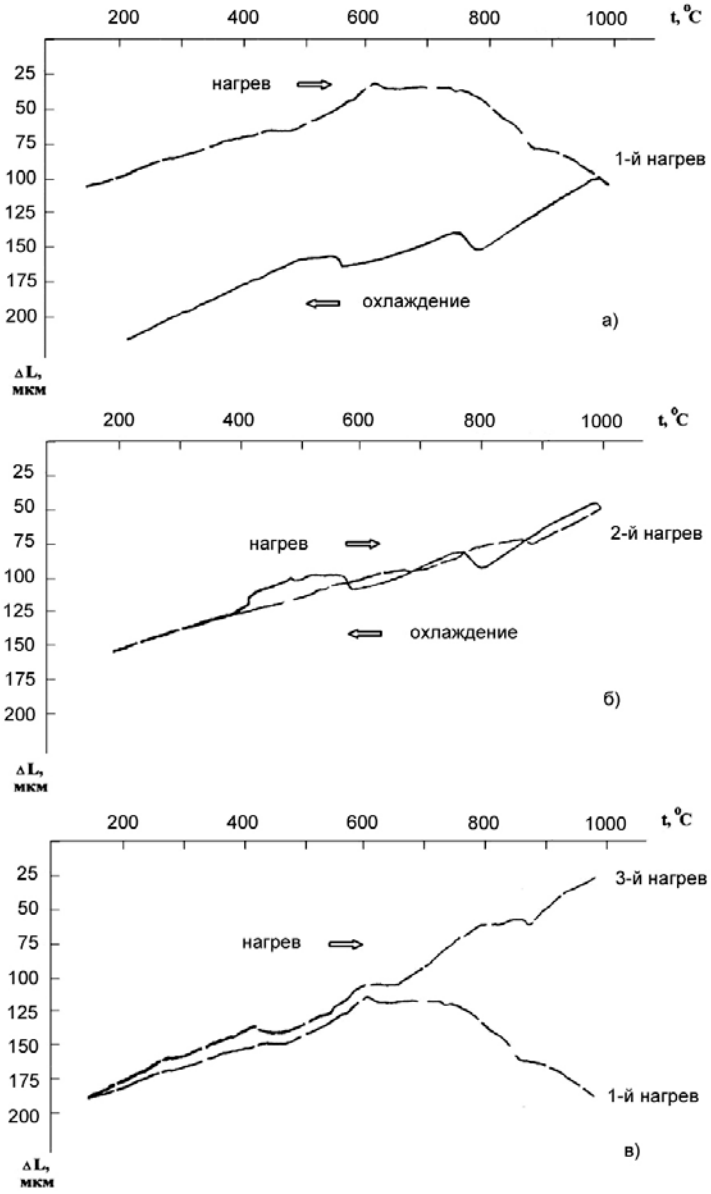
Учитывая тренд эталона, и его основную задачу вычитать термическое расширение исследуемого образца, можно считать, что он начинает активно влиять на ход дилатометрической кривой начиная от ~ 600 °С, что выражается в резком изменении ее угла наклона.

Подобный вид дилатограммы возможен в том случае, когда температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) образца превосходит ТКЛР эталона. Это хорошо видно при сравнении справочных значений ТКЛР эталона и усредненных значений ТКЛР многослойных материалов (табл.), рассчитанных на основе ТКЛР сталей, входящих в состав композиции [20]. Можно видеть, что исследуемая композиция, имеет значения аддитивного ТКЛР превышающие значения ТКЛР эталона, в исследуемом температурном интервале.

Значения ТКЛР исследуемых материалов (α, 10^{-6} 1/°С)

Материал	Интервал температур от 20 °С									
	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
Пирос	12,7	13,2	13,7	14,4	15,0	15,4	15,8	16,3	16,9	-
08Х18Н10+У8	14,0	14,7	15,4	15,9	16,3	16,7	17,1	17,0	17,5	17,9
У8	11,4	12,2	13,0	13,7	14,3	14,8	15,2	14,5	15,2	15,7
08Х18Н10	16,5	17,2	17,7	18,1	18,3	18,6	19,0	19,5	19,7	20,0

Присутствующие же на дилатограмме изменения могут происходить в том случае, если во время нагрева помимо релаксации напряжений в образце происходят процессы, связанные либо с изменением параметров кристаллической решетки, либо со значительным изменением плотности дефектов.



а), б) – дилатограммы первого и второго нагрева и охлаждения; в) дилатограммы первого и третьего нагрева

Рис. 5. Дилатограммы нагрева и охлаждения образцов многослойной композиции 08Х18Н10+У8 первого технологического цикла.

На дилатограмме можно видеть, что в интервале от 600 до 730 °С линия имеет горизонтальную площадку, а затем резко меняет свой угол наклона. Учитывая состав композиции, можно предположить, что изменения, происходящие при температуре выше 730 °С, связаны с переходом в аустенитное состояние стали У8. Горизонтальная же площадка по температуре

соответствует началу рекристаллизации углеродистых сталей. Обращает так же внимание, что последующий второй (рис. 5б) и третий нагревы такого заметного изменения на дилатометрических кривых в ходе нагрева не демонстрируют. При охлаждении же наблюдается возврат дилатограммы в исходную точку, что, видимо, связано с прошедшим при первом нагреве процессом рекристаллизации, следствием которого можно считать изменение угла наклона высокотемпературной ветви дилатограммы (рис. 5в).

Более значимые отличия по сравнению с первым циклом, имеют дилатограммы образца этой же композиции, прошедшего второй технологический цикл обработки. Обращает на себя внимание значительное изменение линейного размера образца (рис. 6), который наблюдается в интервале от 600 до 780 °С. при первом и втором нагреве. Характерным является то, что кривые нагрева и охлаждения имеют одинаковый угол наклона в интервале температур от 1000 до 800 °С. Это может говорить о том, что структурное состояние всей композиции в этом интервале нагрева и охлаждения является идентичным, и, скорее всего, оно соответствует аустенитному. Весьма необычным в связи с этим выглядит обратное превращение при охлаждении, начало которого наблюдается при температуре 300 °С.

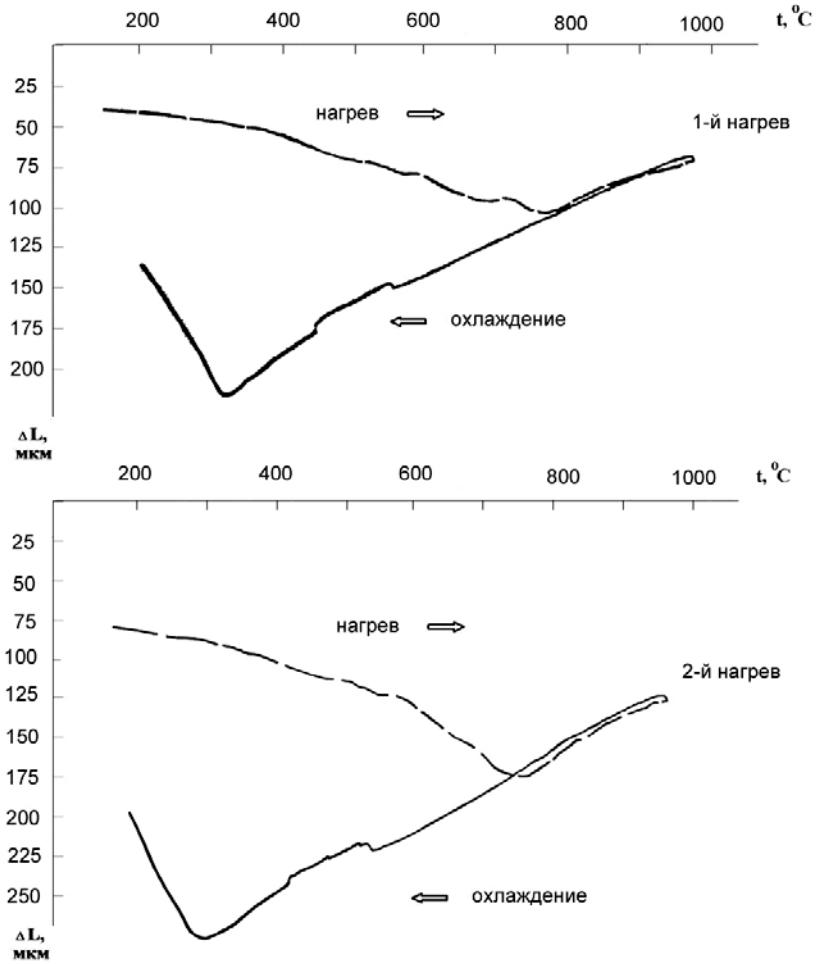


Рис. 6. Дилатограммы нагрева и охлаждения образцов многослойной композиции 08Х18Н10+У8 после второго технологического цикла.

Его необычность проявляется в первую очередь в угле наклона, который не совпадает с углом наклона, наблюдаемым при нагреве образца, как в исходном состоянии, так и при повторном нагреве. Столь резкое увеличение объема обычно является признаком сдвигового превращения, которое в данном случае может быть превращением мартенситного типа.

С другой стороны можно увидеть, что если после первого цикла обработки угол наклона кривой нагрева образца составляет около 20°, то наклон аналогичной кривой после второго технологического цикла по своему значению близок к тем же значениям, но с зеркальным отражением относительно горизонтальной оси (рис. 7). Такое поведение, в первую очередь, может говорить об изменении ТКЛР многослойного образца в целом. Причины этого могут быть связаны с изменением химического состава многослойного материала, обусловленным межслойной диффузией легирующих элементов. Учитывая состав исследуемой композиции, было бы весьма интересным проследить за изменением концентрации углерода, как наиболее подвижного элемента.

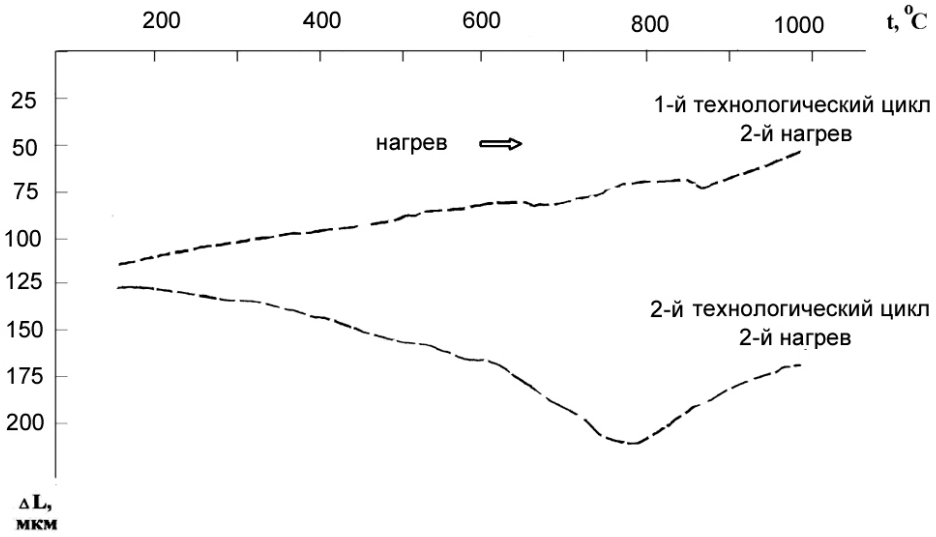
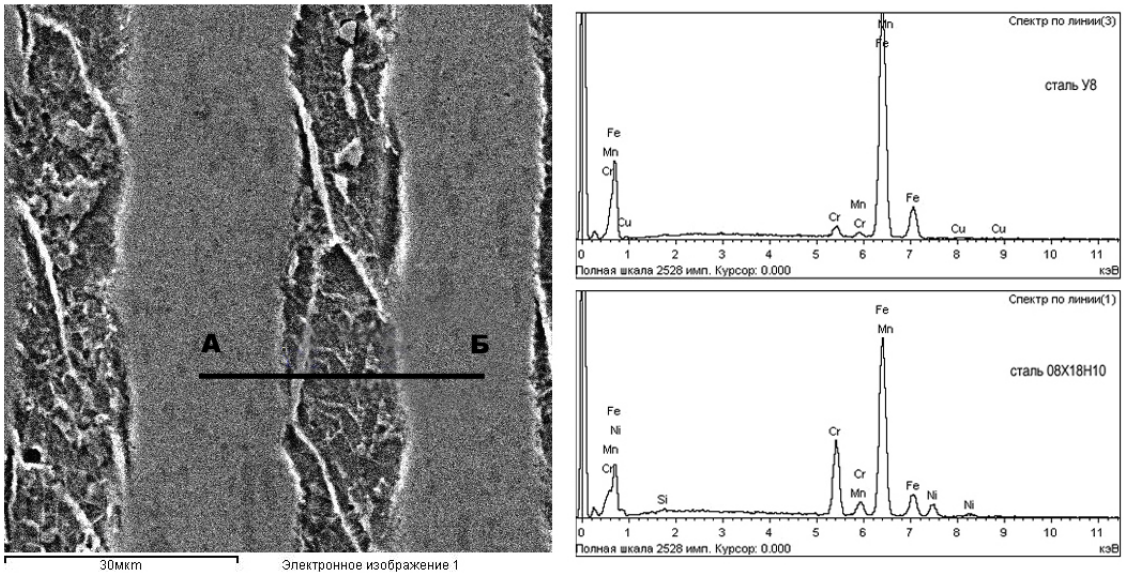


Рис. 7. Дилатограммы нагрева образцов многослойной композиции 08Х18Н10+У8

Однако технические возможности использованного метода исследований позволили провести послойный анализ только тех элементов, которые растворяются в решетке железа путем замещения. Анализ проводился дискретно по точкам, вдоль линии «А – Б», которая начиналась в центре слоя стали 08Х18Н10, проходила через слой стали У8, и заканчивалась в центральной части другого слоя стали 08Х18Н10 (рис. 8а). В каждом слое собиралась информация о химическом составе в трех областях: в центре слоя, на краю слоя и в области, лежащей на половине расстояния от центра до края, с построением соответствующих концентрационных спектров (рис. 8б).

В результате было установлено, что наиболее активным диффундирующим элементом в данной композиции является хром. При этом, если после окончания первого технологического цикла его концентрация в центральной части слоя стали 08Х18Н10 составила 18,2 % и соответствовала заявленной марке, то на участке, прилегающем к межслойной границе, она уменьшалась до значения 14,8 %. В то же время концентрация хрома в стали У8 в центральной части составила 0,9 %, а на участке, прилегающем к межслойной границе, уже 2,32 %.



а) б)

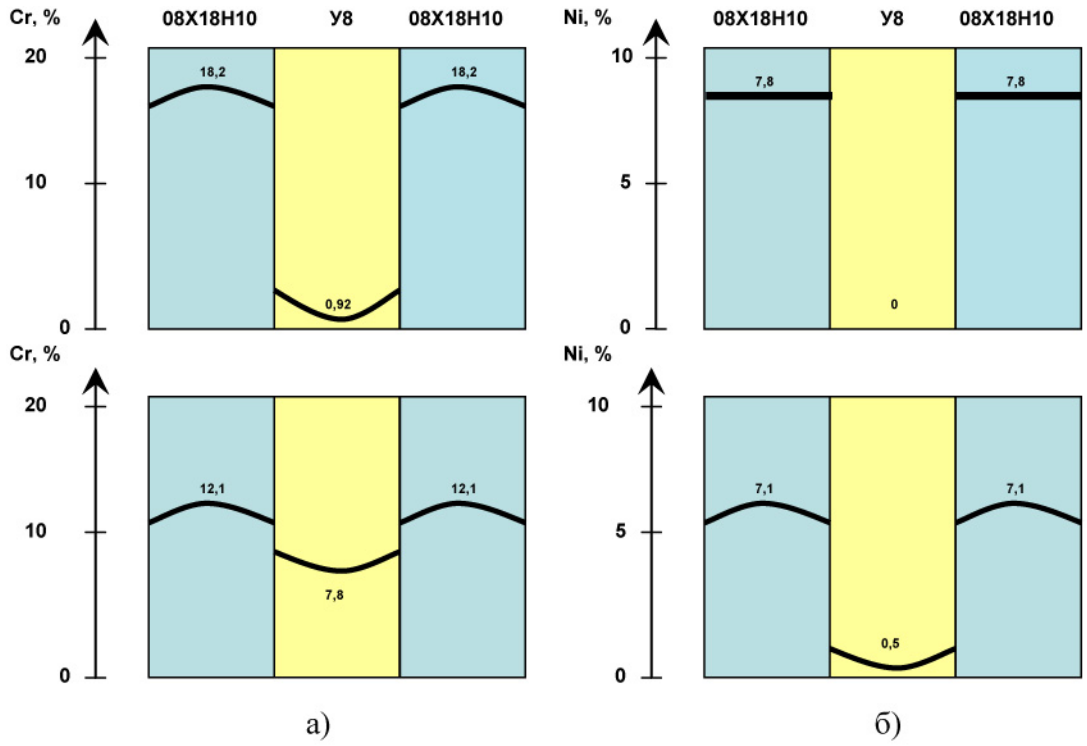
а) электронное изображение структуры композиции 08Х18Н10+У8, «А – Б» линия сканирования; б) характерные спектры сталей, составляющих композицию

Рис. 8. Участок сканирования образца композиции 08Х18Н10+У8 после первого технологического цикла

Выравнивание концентрации хрома по сечению продолжилось и при проведении второго технологического цикла. В многослойной заготовке, имеющей общую толщину 10 мм и среднюю толщину каждого слоя 5 мкм, концентрация хрома в центральной части слоя стали 08Х18Н10 составила 12,1 %, а на участке, прилегающем к межслойной границе, - 10,7 %. В центральной части слоя стали У8 концентрация хрома составила 4,8 %, а на участке, прилегающем к межслойной границе, уже 8,4 %. При этом можно ожидать, что при последующем утонении слоев при прокатке диффузия хрома будет продолжаться до полного выравнивания его концентрации. Это будет обусловлено, в том числе, и уменьшением протяженности диффузионного трека.

В отличие от хрома подвижность другого легирующего элемента - никеля в тех же условиях оказалась намного ниже. После окончания первого технологического цикла его количество в слое стали 08Х18Н10 составило 7,8 % и соответствовало его исходной концен-

трации. При этом содержание никеля в слоях стали У8 обнаружено не было. Проведение второго цикла привело к незначительному перераспределению никеля. В частности, его концентрация в центральной части слоя стали 08Х18Н10 уменьшилась до 7,1 %, а концентрация в центральной части слоя стали У8 возросла до 0,5 %.



по горизонтали: а) первый технологический цикл, толщина слоя 20 мкм;
б) второй технологический цикл, толщина слоя 3 мкм

Рис. 9. Послойное распределение легирующих элементов в композиции 08Х18Н10+У8

Учитывая влияние, которое указанные элементы оказывают на термодинамическую активность углерода (рис. 10), можно предположить, что никель, повышая активность углерода, оказывает на него сдерживающее влияние и тем самым блокирует его диффузию в сталь 08Х18Н10.

Наряду с этим, учитывая полученные результаты по диффузии никеля в слои стали У8, можно считать, что углерод оказывает на него аналогичное блокирующее действие. Если принять, что данные рассуждения являются верными, то наблюдаемое движение атомов хрома в слои стали У8 может быть следствием, как процесса выравнивания градиента химического потенциала, так и его самодиффузии. Последний термодинамический стимул на данном уровне структуризации многослойного материала является, судя по достигнутой концентрации хрома в углеродистой стали, определяющим.

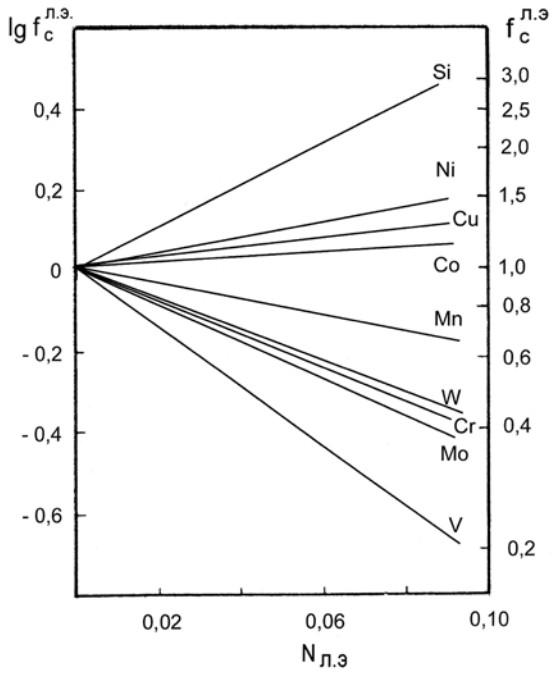


Рис. 10. Влияние концентрации легирующих элементов на относительный коэффициент термодинамической активности углерода в аустените при 1000 °С

Заключение

В результате проведенных исследований было установлено, что процесс получения многослойного металлического материала методом горячей прокатки сопровождается изменением химического состава сталей, входящих в исходную композицию, которое в свою очередь, оказывает соответствующее влияние на характер структурных и фазовых превращений.

Так изменения в образцах, прошедших один технологический цикл, связаны, в основном, с релаксационными процессами, сопровождаются изменениями линейных размеров после первого нагрева, при этом каждый слой сохраняет идентичность, близкую к исходным компонентам. Реализация второго технологического цикла приводит к существенному изменению вида дилатометрической кривой. Учитывая полученные данные, можно сделать вывод о том, что в результате реализации двух циклов указанного технологического процесса был синтезирован многослойный металлический материал со средней толщиной слоя 3 - 5 мкм и с одинаковым средним содержанием хрома в слоях ≈ 9 %.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы», ГК № 16.523.11.3010 по теме «Создание комплекса вакуумных и ионно-вакуумных технологий химико-термической обработки деталей машин с получением наноструктурированного состояния диффузионных слоёв».

Список литературы

1. Копань В. С., Лысенко А. В. Об электросопротивлении и механических свойствах многослойных композиций на основе меди и алюминия // ФММ. – 1970. - № 5. – С. 1075.
2. Майборода В.П., Копань В.С., Свойства тонкослойного проката сталь-медь. //Изв. АН СССР, Металлы -1973- №3 - С. 132-136.
3. Карпов М.И., Внуков В.И. и др. Возможности метода вакуумной прокатки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев. //Материаловедение. - №1.- 2004 - С. 48-53.
4. М.И. Карпов, В.И. Внуков, Н.В. Медведь, К.Г. Волков, И.И. Ходос, ИФТТ РАН, Многослойный композит Cu-Fe с нанометрической толщиной слоев.//Материаловедение. - №1 – 2005. - С. 36-39.
5. Saito Y., Tsuji N., Utsunomiya H., Sakai T. and Hong R.G. Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process. // Scripta Mater., 39 (1998), P.1221-1227.
6. Tsuji N., Saito Y., Lee S.H. and Minamino Y. ARB (Accumulative Roll-Bonding) and Other New Techniques to Produce Bulk Ultrafine Grained Materials. // Advanced Engineering Materials, 5 (2003), № 5, P.338-344.
7. Okitsu Y., Takata N., Tsuji N., Mechanical properties of ultrafine grained ferritic steel sheets fabricated by rolling and annealing of duplex microstructure // Mater. Sci., vol. 43 (2008), № 23-24 P.7391- 7396.
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. Pozuelo M., Carreno F., Cepeda-Jimenez C.M., and Ruano O.A. Effect of Hot Rolling on Bonding Characteristics and Impact Behavior of a Laminated Composite Material Based on UHCS-1.35 Pct C // Metallurgical and Materials Transactions A. vol.39, № 3 P. 666-671.
10. D.R. Lesuer, C.K. Syn, O.D. Sherby, J. Wadsworth, J.J. Lewandowski, and W.H. Hunt: Int. Mater. Rev., 1996, vol. 41 (5), pp. 169–97.
11. X.X. Yu and W.B. Lee: Compos. Part A, 2000, vol. 31, pp. 245–58.
12. T. Oyama, O.D. Sherby, J. Wadsworth, and B. Walser: Scripta Metall., 1984, vol. 18, pp. 799–804.
13. C.K. Syn, D.R. Lesuer, and O.D. Sherby: Metall. Mater. Trans. A, 1994, vol. 25A, pp. 1481–93.
14. Погодин-Алексеев Г.И. Динамическая прочность и хрупкость металлов.- М.: Машиностроение, 1966. - 243 с.

15. Микляев П.Г., Нешпор Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. - М.: Металлургия, 1979. - 279 с.

16. Колесников А. Г, Мечиев Ш. Т., Панова И. Ю. Состояние и перспективы применения многослойных металлических заготовок // Заготовительные производства в машиностроении. - 2008. - №1. - С. 42-43.

17. Суханов Д.А., Тюрин А.Г., Иванов СП. Распад слоистой структуры многослойных сталей при термопластической обработке // Сб. тез. докл. науч. конф. «Наука. Техника. Инновации». - Новосибирск, 2001. – С. 77-78.

18. Суханов Д.А. Деградация структуры многослойных сталей при высокотемпературном нагреве // Сб. науч. трудов НГТУ. - Новосибирск, 2001. № 3 . - С . 109-114.

19. Колесников А.Г., Плохих А.И., Комиссарчук Ю.С., Михальцевич И.Ю. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки // МиТОМ.-2010.- № 6. - С. 44-49

20. Марочник стали и сплавов/В.Г. Сорокин и др.; Под общ. ред. В.Г. Сорокина. - М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.

electronic scientific and technical periodical
SCIENCE and EDUCATION
EL № FS 77 - 30569. №0421100025. ISSN 1994-0408

Research of the influence of alloying elements' diffusion mobility on the stability of multilayer metallic materials' structure

77-30569/262116

11, November 2011

Plohih A.I., Vlasova D.V., Hovova O.M., Polyanskii V.M.

Bauman Moscow State Technical University
plokhikh@bmstu.ru
vlasova-dari@list.ru
khovova@bmstu.ru

Diffusion of the alloying elements between layers of material is one of the main factors influencing on the forming and saving of laminar structure in multilayer metallic materials. Thermic method, dilatometric method and micro-X-ray analysis were used to find out the influence of cyclic high-temperature heating on diffusion mobility of basic alloying elements in multilayer iron-based materials with various degree of structuring.

Publications with keywords: structure, diffusion, multilayer metal materials, thermal analysis, dilatometric analysis, microprobe analysis
Publications with words: structure, diffusion, multilayer metal materials, thermal analysis, dilatometric analysis, microprobe analysis

Reference

1. Kopan' V. S., Lysenko A. V., FMM 5 (1970) 1075.
2. Majboroda V.P., Kopan' V.S., Izv. AN SSSR. Ser. Metally 3 (1973) 132-136.
3. Karpov M.I., Vnukov V.I., et al., Materialovedenie 1 (2004) 48-53.
4. M.I. Karpov, V.I. Vnukov, N.V. Medved', K.G. Volkov, I.I. Hodos, Materialovedenie 1 (2005) 36-39.
5. Saito Y., Tsuji N., Utsunomiya H., Sakai T. and Hong R.G., Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process., Scripta Mater., 39 (1998), P.1221-1227.
6. Tsuji N., Saito Y., Lee S.H., Minamino Y., ARB (Accumulative Roll-Bonding) and Other New Techniques to Produce Bulk Ultrafine Grained Materials, Advanced Engineering Materials 5 (2003) 338-344.

7. Okitsu Y., Takata N., Tsuji N., Mechanical properties of ultrafine grained ferritic steel sheets fabricated by rolling and annealing of duplex microstructure, Mater. Sci. 43 (23-24) (2008) 7391- 7396.

8. Kolesnikov A.G., Plohih A.I., Mihal'cevich I.Ju., Proizvodstvo prokata 3 (2010) 25-31.

9. Pozuelo M., Carreno F., Cepeda-Jimenez C.M., and Ruano O.A., Effect of Hot Rolling on Bonding Characteristics and Impact Behavior of a Laminated Composite Material Based on UHCS-1.35 Pct C, Metallurgical and Materials Transactions A. 39 (3) 666-671.

10. D.R. Lesuer, C.K. Syn, O.D. Sherby, J. Wadsworth, J.J. Lewandowski, W.H. Hunt, Int. Mater. Rev. 41 (5) (1996) 169–97.

11. X.X. Yu, W.B. Lee, Compos. Part A, 31 (2000) 245–58.

12. T. Oyama, O.D. Sherby, J. Wadsworth, B. Walser, Scripta Metall. 88 (1984) 799–804.

13. C.K. Syn, D.R. Lesuer, O.D. Sherby, Metall. Mater. Trans. A 25A (1994) 1481–93.

14. Pogodin-Alekseev G.I., Dynamic strength and brittleness of metals, Moscow, Mashinostroenie, 1966, 243 p.

15. Mikljaev P.G., Neshpor G.S., Kudrjashov V.G., The kinetics of destruction, Moscow, Metallurgija, 1979, 279 p.

16. Kolesnikov A. G, Mechiev Sh. T., Panova I. Ju., Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii 1 (2008) 42-43.

17. Suhanov D.A., Tjurin A.G., Ivanov S.P., in: Proc. of the science conference «A science. Technics. Innovations», Novosibirsk, 2001, pp. 77-78.

18. Suhanov D.A., Proceedings of the NGTU, Novosibirsk 3 (2001) 109-114.

19. Kolesnikov A.G., Plohih A.I., Komissarchuk Ju.S., Mihal'cevich I.Ju., MiTOM 6 (2010) 44-49

20. V.G. Sorokin, et al., in: V.G. Sorokin (Ed.), Marks of steels and alloys, Moscow, Mashinostroenie, 1989, 640 p.