

07,01

Мелкозернистая структура и свойства сплава системы Ni_2MnIn после пластической деформации осадкой

© И.И. Мусабилов^{1,2}, И.М. Сафаров¹, М.И. Нагимов¹, И.З. Шарипов¹,
В.В. Коледов², А.В. Маширов², А.И. Рудской³, Р.Р. Мулюков¹

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Уфа, Россия

² Институт радиотехники и электроники РАН,
Москва, Россия

³ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: irekmusabirov@mail.ru

(Поступила в Редакцию 22 декабря 2015 г.
В окончательной редакции 18 января 2016 г.)

Представлены результаты исследования структуры и свойств поликристаллического сплава Гейслера системы $Ni-Mn-In$ после пластической деформации осадкой. Анализ точек мартенситного и магнитного фазовых превращений показал, что мартенситное превращение лежит ниже точки Кюри. В области высоких температур в интервале 930–1110 К в сплаве протекает фазовое превращение упорядоченной фазы $L2_1$ в разупорядоченную фазу $B2$, а температура плавления сплава составляет 1245 К. Построены диаграммы деформирования осадкой цилиндрических образцов сплава при температурах 773, 873 и 973 К. Анализ микроструктуры сплава после осадки при температуре 773 К приводит к выводу о развитии в образце большого числа макротрещин. Обработка при 873 и 973 К приводит к фрагментации зеренной структуры сплава с размером зерен от единиц до нескольких десятков микрометров. Однако осадка при 873 К приводит к незначительному разбросу в размерах зерен, и микроструктура является более однородной и проработанной.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-07-12130.

1. Введение

Сплавы Гейслера системы $Ni-Mn-X$ ($X = Ga, In, Sn, Co$) проявляют уникальные свойства в области комнатных температур. Так, в сплавах данной системы наблюдаются ферромагнитный эффект памяти формы [1–4], магнитокалорический эффект [5–8] и др. Сплавы Ni_2MnIn отличаются проявлением сильного магнитокалорического эффекта, что делает данный материал весьма перспективным для применения в качестве твердотельного хладагента для холодильных установок. Но для успешной практической реализации преимуществ этих материалов необходимо повышение выходной мощности и термостабильности сплава в ходе циклического протекания мартенситного превращения. Повышение термостабильности материала возможно за счет дополнительной деформационно-термической обработки поликристаллического сплава, что показано на сплавах системы Ni_2MnGa [9–14]. Эти исследования показывают улучшение структурных и повышение стабильности функциональных свойств в результате циклического протекания мартенситного превращения. Однако работ, посвященных исследованию влияния пластической деформации сплавов Ni_2MnIn на их термостабильность, практически нет, т.е. исследование влияния пластической деформации на структуру, физические и функциональные свойства сплавов системы Ni_2MnIn

является весьма актуальным. В связи с этим в настоящей работе проведено исследование влияния пластической деформации осадкой на микроструктуру поликристаллического сплава $Ni_{45.1}Mn_{42.2}In_{12.7}$ с целью определения диапазонов температур, оптимальных для пластического деформирования сплава данной системы как осадкой, так и другими видами деформационной обработки. Выбор такого метода деформационной обработки связан с тем, что он является наиболее простым для определения того, как влияет приложение нагрузки на физические свойства различного рода металлов и сплавов [15–18].

2. Методика эксперимента

Поликристаллический сплав был изготовлен с помощью дуговой плавки в атмосфере аргона с несколькими переплавками из навесок металлических порошков Ni , Mn и In высокой чистоты. Полученный слиток имел форму „таблетки“ диаметром 20 мм и высотой 10 мм и с целью гомогенизации подвергался отжигу в вакуумной печи при температуре 1173 К в течение 48 h с последующим естественным остыванием в вакууме. Энергодисперсионный рентгеноспектральный анализ показал, что сплав имеет состав $Ni_{45.1}Mn_{42.2}In_{12.7}$ (at.%).

Для исследования температур фазовых превращений в области комнатных температур была выбрана

методика анализа температурной зависимости удельной намагниченности образца. Запись осуществлялась на автоматических магнитных микровесах, позволяющих проводить измерения в интервале температур от температуры жидкого азота до 1073 К в магнитных полях напряженностью до 240 кА/м. Анализ фазовых превращений в области высоких температур, вплоть до температуры плавления, проводился методом дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе NETZSCH STA 449 F1 Jupiter. Перед измерением одна сторона образца была отшлифована алмазной пастой для лучшей теплопередачи и более точного анализа материала. Затем этот образец помещался в корундовый тигель. Скорость нагрева и охлаждения образца составляла 10 К/мин. В качестве инертной среды использовался аргон особой чистоты (99,999%).

Деформационно-термическая обработка осадкой проводилась на испытательной машине Schenck Trebel RMC 100. Осадка цилиндрических образцов исследуемого сплава диаметром 6 мм и высотой 6 мм осуществлялась со скоростью деформации $\dot{\varepsilon} \approx 10^{-4}$, степень деформации составляла 60–70%. Осадка образцов при различных температурах проводилась на воздухе (не в вакууме или инертной среде).

Анализ микроструктуры сплава выполнялся с помощью высокоразрешающего растрового электронного микроскопа TESCAN MIRA 3 LMN в режимах съемки во вторичных и обратно-отраженных электронах (BSE). Перед исследованием образцы, имеющие после осадки форму „плоской таблетки“, разрезались электроискровым методом по диаметру. Торцевая часть разрезанных образцов подвергалась электрополировке в растворе 10% HCl + 90% C₄H₉OH. На полученных шлифах исследовались центральная область с зоной локализованной деформации и периферийные застойные зоны. Исследование микроструктуры деформированного образца проводилось при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Температурная зависимость намагниченности в области мартенситного и магнитного превращений. На рис. 1 представлены результаты измерения температурной зависимости намагниченности исследуемого поликристаллического сплава в исходном литом состоянии. Измерения проводились при нагреве образца в интервале от 93 до 363 К и охлаждении в интервале от 363 до 233 К в магнитных полях 80 и 240 кА/м. Выбраны максимально возможное значение магнитного поля, создаваемого установкой, и малое значение напряженности, обеспечивающее чувствительность прибора к намагниченности образца. Минимальное значение напряженности магнитного поля позволяет более точно определить температуры фазовых превращений (мартенситного и магнитного), исключая влияние самого магнитного поля на точки фазовых

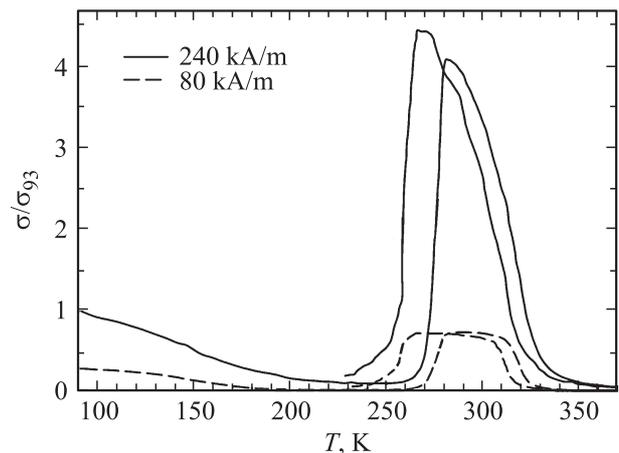


Рис. 1. Температурная зависимость намагниченности поликристаллического сплава $Ni_{45.1}Mn_{42.2}In_{12.7}$ в исходном литом состоянии в магнитных полях 80 и 240 кА/м.

превращений. По оси абсцисс на рис. 1 отложена относительная удельная намагниченность. За ее единицу принята намагниченность образца при температуре 93 К в магнитном поле 240 кА/м (σ_{93}).

Наблюдаются две области перегиба кривой $\sigma(T)$, характерные для сплавов данной системы. Они отражают протекание двух фазовых превращений в области комнатных температур: мартенситного фазового превращения и магнитного фазового превращения (точка Кюри). Температуры мартенситного превращения имеют следующие значения: $M_S = 260$ К (начало мартенситного превращения), $M_F = 254$ К (окончание мартенситного превращения), $A_S = 270$ К (начало аустенитного превращения), $A_F = 280$ К (окончание аустенитного превращения). Температура Кюри аустенитной фазы составляет $T_C = 325$ К. Точки фазовых превращений определены методом касательных по кривой $\sigma(T)$, измеренной в магнитном поле 80 кА/м. То, что температуры фазовых превращений не совпадают, весьма важно для магнитокалорического эффекта в сплавах данной системы. Поскольку известно, что в области магнитного превращения ферромагнетик–парамагнетик магнитокалорический эффект является прямым, а в области мартенситного превращения его называют обратным, эти эффекты имеют противоположные знаки [5,19]. В случае совпадения температур указанных фазовых превращений возможна частичная компенсация проявляемых эффектов.

Анализ зависимости $\sigma(T)$, измеренной в магнитном поле 80 кА/м, показывает, что намагниченность образца в мартенситной фазе весьма мала. При температуре 93 К она составляет $0.3\sigma_{93}$. При увеличении температуры образца, когда она приближается к точке мартенситного превращения, значение намагниченности падает до нуля. Дальнейший переход сплава в аустенитное состояние в интервале температур 270–280 К сопровождается скачкообразным увеличением намагниченности до $0.8\sigma_{93}$.

Далее, при температуре 325 К, образец переходит в парамагнитное состояние.

Характер кривой $\sigma(T)$ в магнитном поле 240 кА/м аналогичен предыдущему случаю. При нагреве образца и при приближении к температуре обратного мартенситного превращения его намагниченность в мартенситной фазе монотонно снижается практически до нуля, однако не достигает его, как в предыдущем случае. Ее минимальное значение равно $0.33\sigma_{93}$, т.е. магнитное поле такой напряженности удерживает магнитные моменты атомов, не давая тепловому движению атомов их разориентировать. При переходе сплава в аустенитную фазу намагниченность образца скачкообразно возрастает на значительную величину, достигая $4.2\sigma_{93}$, затем также резко снижается при приближении к точке Кюри.

При общем анализе полученных результатов видно, что увеличение напряженности магнитного поля с 80 до 240 кА/м приводит к смещению температур мартенситного превращения в область низких температур на величину около 5 К. Это обусловлено стабилизацией аустенитной фазы и ее существованием при более низких температурах. Такой эффект принято называть магнитоиндуцированным структурным фазовым превращением. В результате при включении или выключении магнитного поля, прикладываемого к образцу в мартенситной фазе, происходит резкое уменьшение или возрастание температуры образца. Этим и обусловлено наличие магнитокалорического эффекта.

3.2. Дифференциально-сканирующая калориметрия. Анализ фазовых превращений в сплаве в исходном литом состоянии в области выше комнатных температур проведен методом ДСК. На рис. 2 представлены результаты измерения соответствующей

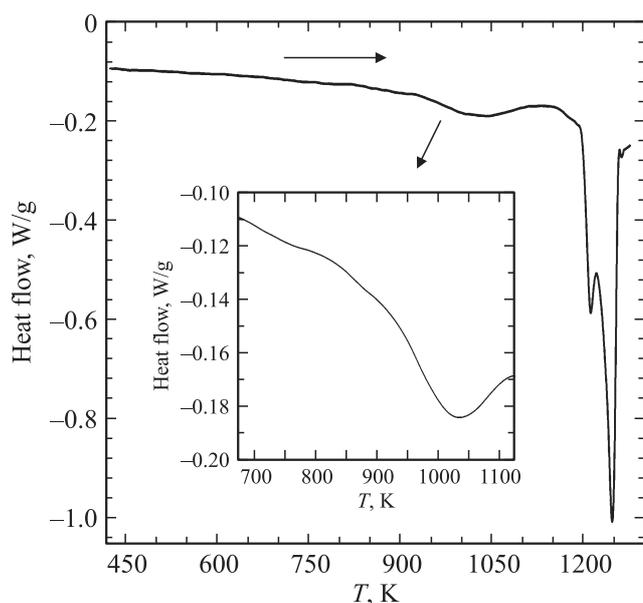


Рис. 2. Кривые ДСК поликристаллического сплава $\text{Ni}_{45.1}\text{Mn}_{42.2}\text{In}_{12.7}$ в исходном литом состоянии.

зависимости при нагреве образца в интервале от 423 до 1273 К.

Температура плавления исследуемого сплава в соответствии с полученными результатами составляет 1240 К. Детальный анализ кривой при температурах ниже температуры плавления (вставка на рисунке) показал, что в области 930–1110 К наблюдается слабый эндотермический пик, соответствующий переходу сплава из упорядоченной фазы $L2_1$ в разупорядоченную фазу $B2$. Полученные результаты согласуются с литературными данными для сплавов данной системы [20,21]. Как было показано в работе [22], уже в области фазового превращения данные сплавы становятся достаточно пластичными. Однако при высокой температуре деформационной обработки повышается вероятность окисления материала, что может отрицательно повлиять на функциональные свойства сплава. Для предотвращения окисления необходимо изолировать деформируемый сплав от окисляющей атмосферы. Для этого, например, образцы запаковывают в герметичный „пакет“ из стали или другого материала [23]. В других случаях после деформационной обработки материала поверхностный слой заготовки попросту удаляется, а для исследований используют внутреннюю, неокисленную область. Однако все это приводит к повышению себестоимости обработки и снижению выхода годного материала.

Согласно данным анализа окисления структуры сплавов Гейслера при выдержке их при высоких температурах [24], оксидные включения начинают образовываться при температуре около 873 К, но еще несильно влияют на физические свойства сплавов. Поэтому при использовании температур обработки до 900 К возможна обработка сплавов без упаковки в специальный „пакет“. Но при таких относительно низких температурах пластичность сплава резко снижается, что может сильно затруднить проведение деформационной обработки. Таким образом, необходимо было изучить возможность деформационной обработки сплава, проводя серию деформаций при различных температурах, и выбрать оптимальные деформационно-термические режимы.

3.3. Диаграммы деформации сплава. Проведена деформация осадкой цилиндрических образцов при температурах 773, 873 и 973 К. Температуры деформации выбирали исходя из необходимости максимально возможного замедления процессов окисления образцов в ходе деформационно-термической обработки. При этом, согласно данным ДСК, температуры 773 и 873 К находятся ниже интервала температур фазового превращения $L2_1 \leftrightarrow B2$, а 973 К входит в этот интервал. Во всех случаях степень деформации составляла 60–70%.

На рис. 3 представлены диаграммы деформации при температурах 773, 873 и 973 К. Характер зависимости напряжения от деформации ($s-e$) для этих температур в общем типичен для горячей деформации: после начальных этапов деформации, сопровождающихся увеличением напряжения течения, наступала установившаяся стадия деформации. Но при этом кривая $s-e$ при 773 К

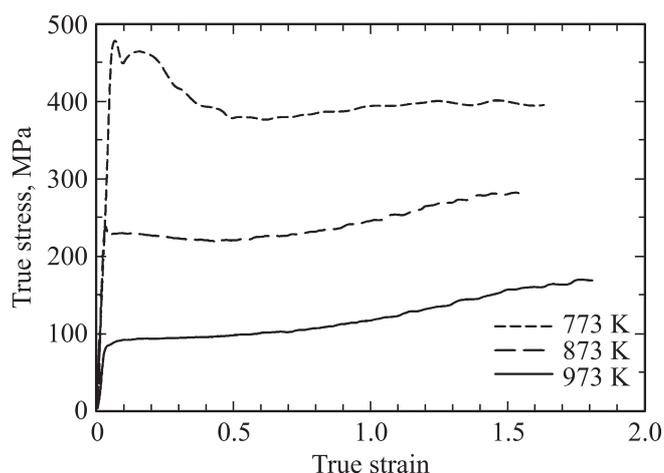


Рис. 3. Диаграммы нагружения поликристаллического сплава $Ni_{45.1}Mn_{42.2}In_{12.7}$ при температурах 773, 873 и 973 К.

имела два пика напряжения течения до перехода к установившейся стадии. При 873 К на кривой $s-e$ также присутствовал небольшой пик напряжения течения. На установившейся стадии деформации при всех трех температурах на кривых $s-e$ наблюдались осцилляции напряжения течения, характерные для процессов динамической рекристаллизации. Для выяснения причин различного поведения зависимости $s-e$ при указанных температурах деформации были проведены структурные исследования полученных осадкой состояний.

3.4. Микроструктура сплава в различных структурных состояниях. После осадки образцов микроструктура сплавов была исследована методом растровой электронной микроскопии в режиме регистрации BSE. Основное внимание уделялось исследованию микроструктуры в центральной области шлифа, которая соответствует области локализации пластической дефор-

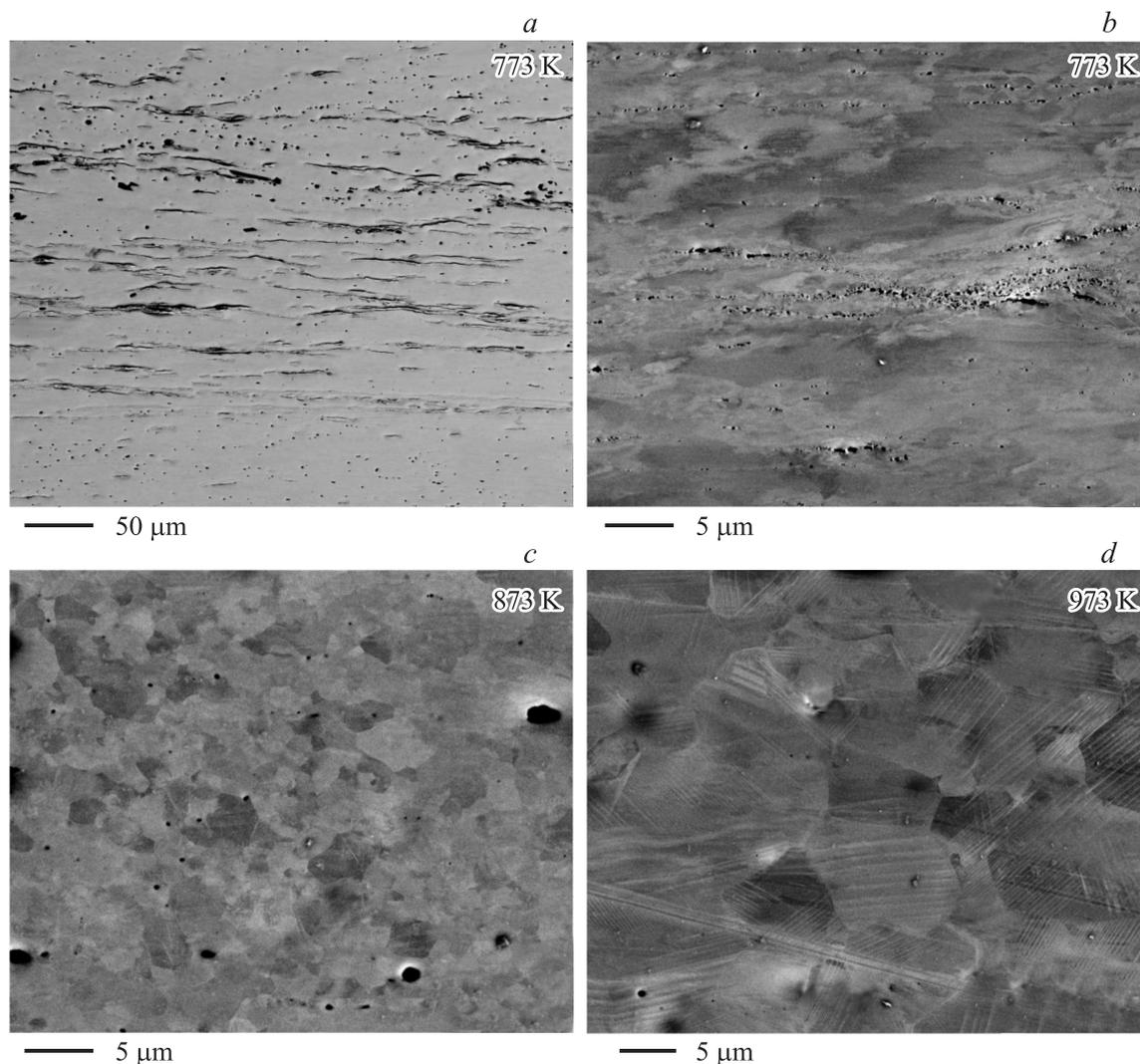


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение (BSE) структуры поликристаллического сплава $Ni_{45.1}Mn_{42.2}In_{12.7}$ после осадки при температурах 773 (a, b), 873 (c) и 973 К (d). Ось осадки на рисунке направлена по вертикали.

мации. Результаты представлены на рис. 4. Ось осадки на рисунке направлена по вертикали.

На рис. 4, *a* представлена микроструктура сплава $Ni_{45.1}Mn_{42.2}In_{12.7}$ после осадки при 773 К. В структуре наблюдаются крупные трещины и поры, вытянутые в направлении, поперечном оси осадки. Это свидетельствует о недостаточной пластичности сплава в этом диапазоне температур. В результате возникает сильная неоднородность деформации, ее локализация с образованием скоплений дислокаций критической плотности, инициирующих возникновение трещин и пор в образце. Все это указывает на невозможность проведения деформационно-термической обработки исследуемого сплава при температурах 773 К и ниже. При большем увеличении (рис. 4, *b*) удается различить вытянутые субзерна размером около 1–2 μm .

Характер микроструктуры сплава, полученной в результате деформации при температурах 873 и 973 К, сильно отличается от состояния после деформации при 773 К (рис. 4, *c, d*). В отличие от предыдущего случая в этих образцах наблюдается смешанная зерно-субзеренная структура, характерная для процесса динамической рекристаллизации.

После осадки при температуре 873 К структура однородна, разнотерности не наблюдается. Размер зерен и субзерен составляет около 2–4 μm .

В результате осадки сплава при температуре 973 К в структуре присутствуют как области, образованные мелкими зернами размером до 10 μm , так и области с крупными зернами размером более 10 μm . Наблюдаемые в зернах двойники образовались в результате мартенситного превращения, протекающего при охлаждении сплава до комнатной температуры, несмотря на то что в равновесном состоянии температуры мартенситного превращения для данного сплава лежат ниже комнатной температуры. Это обусловлено наличием в деформированном сплаве остаточных внутренних напряжений, которые, как известно, смещают температуры мартенситного превращения в диапазон более высоких значений [25].

4. Обсуждение результатов

Установившаяся стадия и осцилляции кривой деформации сплава $Ni_{45.1}Mn_{42.2}In_{12.7}$ при деформации в диапазоне температур 773–973 К указывают на протекание при горячей деформации процессов динамической рекристаллизации. Это также подтверждается структурными исследованиями поперечных шлифов осаженных образцов. Однако при нижнем значении выбранного диапазона температур деформации пластичность исходного крупнозернистого состояния остается недостаточно высокой, что приводит к острой локализации деформации и образованию трещин. При этом на кривой деформации при 773 К наблюдаются пики напряжения, появление которых связано с интенсивным упрочнением

и последующей резкой релаксацией напряжений при зарождении и раскрытии трещин. Появление трещин приводит к уменьшению эффективного сечения образца и постепенному снижению напряжения течения при осадке сплава. Одновременно в областях без трещин идут процессы кооперации дислокаций с образованием ячеистой и субзеренной структур. При достижении достаточно развитой субзеренной структуры накопленные в процессе деформации дислокации способны релаксировать за счет миграции субграниц, что приводит к затормаживанию процесса зарождения трещин и позволяет сплаву, несмотря на наличие трещин, деформироваться без разрушения.

При температуре деформации 873 К на кривой деформации вначале также присутствует небольшой единичный пик напряжения, т.е. на стадии упрочнения тоже образуются трещины, хотя и с намного меньшей интенсивностью. На шлифе удается наблюдать эти единичные трещины. Однако более высокая температура деформации приводит к более интенсивной эволюции дислокационной структуры, в процессе которой зарождаются субзерна и на стадии установившейся деформации новые рекристаллизованные зерна. При сочетании достаточного количества центров зарождения зерен и (в связи с относительно невысокой температурой) пониженной скорости нормального роста зерен после осадки формируется довольно мелкозернистая структура.

Повышение температуры деформации и проведение ее в области фазового превращения $L2_1 \leftrightarrow B2$ еще более интенсифицирует процессы эволюции дислокационной структуры. В результате для релаксации напряжений уже достаточно перестройки дислокационной структуры с образованием ячеек и субзерен, вследствие чего трещины не образуются. На установившейся стадии деформации также идет процесс динамической рекристаллизации и формируется рекристаллизованная зеренная структура. Повышенная относительно предыдущих состояний температура деформации приводит к более интенсивному росту зерен, в результате чего средний размер полученных после осадки зерен оказывается больше.

Таким образом, как показали проведенные исследования, оптимальной температурой для реализации пластической деформации и формирования требуемой однородной мелкозернистой структуры является температура 873 К. Согласно данным дифференциально-сканирующей калориметрии, эта температура на 57 К ниже начала интервала фазового превращения упорядочения–разупорядочения. При указанной температуре окислительные процессы не столь активны, чтобы привести к существенному изменению структуры исследуемых сплавов. Для того чтобы исключить возможность образования трещин, необходимо проведение предварительного этапа деформации при температуре 973 К. Это позволит трансформировать исходную крупнозернистую литую структуру в более однородную

мелкозернистую, которая будет способна деформироваться при температуре 873 К без образования зон сильной локализации деформации, в которых могли бы зародиться трещины.

5. Заключение

Полученные результаты позволяют сделать следующие выводы.

1. В поликристаллическом сплаве $Ni_{45.1}Mn_{42.2}In_{12.7}$ в области комнатных температур наблюдаются мартенситное и магнитное фазовые превращения, не совпадающие по температуре. Точки фазовых превращений имеют следующие значения: $M_S = 260$ К, $M_F = 254$ К, $A_S = 270$ К, $A_F = 280$ К, $T_C = 325$ К. В области высоких температур в интервале 930–1110 К в сплаве наблюдается фазовое превращение упорядоченной фазы $L2_1$ в разупорядоченную фазу $B2$.

2. Увеличение напряженности внешнего магнитного поля, приложенного к образцу в процессе мартенситного превращения, с 80 до 240 кА/м приводит к снижению температуры фазового превращения на 5 К.

3. Анализ диаграмм нагружения сплава показывает, что в случаях деформации образца при температурах 873 и 973 К наблюдается наличие пластического течения материала. При температуре 773 К имеют место небольшой „зуб“ и резкое упрочнение материала.

4. В микроструктуре сплава в результате пластической деформации методом осадки при температуре 773 К по всему объему наблюдаются макротрещины, что свидетельствует о затруднении релаксационных процессов при деформации. Осадка сплава при температурах 873 и 973 К приводит к фрагментации зеренной структуры материала. Однако наиболее проработанная и однородная структура достигается при осадке сплава при температуре 873 К, которая лежит несколько ниже интервала фазового превращения $L2_1 \leftrightarrow B2$.

Список литературы

- [1] И.И. Мусабилов, Х.Я. Мулюков, В.В. Коледов, В.Г. Шавров. Журнал технической физики **81**, 3 108 (2011).
- [2] Э.Т. Калимуллина, А.П. Каманцев, В.В. Коледов. Нелинейный мир **12**, 2, 42 (2014).
- [3] U. Gaitzsch, J. Romberg, M. Pötschke, S. Roth, P. Müllner. Scripta Materialia **65**, 8, 679 (2011).
- [4] A. Sozinov, A.A. Likhachev, N. Lanska, K. Ullakko. Applied Physics Letters **80**, 10, 1746 (2002).
- [5] Х.Я. Мулюков, И.И. Мусабилов, А.В. Маширов. Письма о материалах **2**, 4 (8), 194 (2012).
- [6] А.П. Каманцев, В.В. Коледов, А.В. Маширов, Э.Т. Дильмиева, В.Г. Шавров, Я. Цвик, И.С. Терешина. Известия РАН. Серия физическая **78**, 9, 1180 (2014).
- [7] S. Pramanick, S. Giri, S. Majumdar, S. Chatterjee, V.V. Koledov, A. Mashirov, A.M. Aliev, A.B. Batdalov, B. Hernando, W.O. Rosa, L. González-Legarreta. Journal of Alloys and Compounds **578**, 157 (2013).
- [8] V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy. The Physics of Metals and Metallography **112**, 7, 633 (2011).
- [9] И.И. Мусабилов, И.З. Шарипов, Р.Р. Мулюков. Известия ВУЗов. Физика **58**, 6, 5 (2015).
- [10] И.И. Мусабилов, И.М. Сафаров, И.З. Шарипов, Р.Р. Мулюков, А.В. Маширов, В.В. Коледов. Журнал радиоэлектроники **1**, 11 (2015).
- [11] I.I. Musabirov, I.M. Safarov, R.R. Mulyukov, I.Z. Sharipov, V.V. Koledov. Письма о материалах **4**, 4 (16), 265 (2014).
- [12] Н.И. Коуров, А.В. Королёв, В.Г. Пушин, Е.В. Марченкова. ФТТ **54**, 10, 1999 (2012).
- [13] Н.И. Коуров, В.Г. Пушин, А.В. Королев, В.В. Марченков, Е.В. Марченкова, В.А. Казанцев. ФТТ **53**, 1, 89 (2011).
- [14] R. Chulist, W. Skrotzki, C.-G. Oertel, A. Böhm, T. Lippmann, E. Rybacki. Scripta Materialia. **62**, 9, 650 (2010).
- [15] В.А. Валитов. Письма о материалах **3**, 1 (9), 50 (2013).
- [16] J.A. Vaimova, B. Liu, K. Zhou, S.V. Dmitriev, N. Srikanth. PCCP: Physical Chemistry Chemical Physics **16**, 36, 19 505 (2014).
- [17] А.И. Рудской, Н.Г. Колбасников, Д.А. Рингинен. Научно-технические ведомости СПбГПУ **123**, 191 (2011).
- [18] А.И. Рудской, А.М. Золотов, Р.А. Паршиков, Е.С. Смирнов. Металлообработка **6**, 41 (2009).
- [19] И.Д. Родионов, Ю.С. Кошкидько, Я. Цвик, А. Кюйтц, С. Пандей, А. Арял, И.С. Дубенко, Ш. Стадлер, Н. Али, И.С. Титов, М. Блинов, М.В. Прудникова, В.Н. Прудников, Э. Ладеранта, А.Б. Грановский. Письма в ЖЭТФ **101**, 6, 419 (2015).
- [20] T. Miyamoto, W. Ito, R.Y. Umetsu, R. Kainuma, T. Kanomata, K. Ishida. Scripta Materialia **62**, 3, 151 (2010).
- [21] T. Miyamoto, M. Nagasako, R. Kainuma. Journal of Alloys and Compounds **549**, 57 (2013).
- [22] A. Böhm, S. Roth, G. Naumann, W.-G. Drossel, R. Neugebauer. Materials Science and Engineering: A **481**, 266 (2008).
- [23] B. Lu, H.-B. Wang, Y. Liu, J.-X. Liu, H.-L. Wang. Trans. Nonferrous Transactions of Nonferrous Metals Society of China **16**, 843 (2006).
- [24] M. Kök, G. Pirge, Y. Aydogdu. Applied Surface Science **268**, 136 (2013).
- [25] В.В. Сагардзе, А.И. Уваров. Упрочнение аустенитных сталей. Наука, М., (1989). 270 с.