

ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ СПЛАВА АМГ6 НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ

А.В. Коновалов, А.С. Смирнов

*Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, 620219, Комсомольская 34*

Аннотация

Экспериментально изучено влияние динамического деформационного старения сплава АМг6 на сопротивление пластической деформации в диапазоне скоростей деформаций $0.1 \div 4 \text{ с}^{-1}$ и температур $300 \div 500^\circ\text{C}$. Проведены металлографические исследования сплава АМг6 с целью выявления основных механизмов упрочнения и разупрочнения в исследуемом температурно-скоростном диапазоне.

INFLUENCE OF DYNAMIC STRAIN AGEING OF AMG6 ALLOY ON STRAIN RESISTANCE

Influence of dynamic strain ageing of AMG6 alloy on resistance of plastic deformation in a range of rate of deformations $0.1 \div 4 \text{ s}^{-1}$ and temperatures $300 \div 500^\circ\text{C}$ is experimentally studied. Metallographic examinations of AMG6 alloy for the purpose of detection the basic mechanisms of hardening and softening in an investigated of temperature-rate range are spent.

1. ВВЕДЕНИЕ

При деформировании металлических материалов в условиях высоких температур активно протекают конкурирующие неравновесные процессы, связанные с их упрочнением и разупрочнением. Основной вклад в упрочнение вносит увеличение в металле плотности дислокаций [1]. В отсутствие фазовых переходов разупрочнение в сплаве происходит за счет динамического возврата, полигонизации и рекристаллизации [1]. В некоторых сплавах при определенных температурно-скоростных условиях деформации обеспечивается динамическое блокирование свободных дислокаций примесными атомами и включениями [2–3], что приводит к росту напряжения деформирования. Такой эффект называется динамическим деформационным старением (ДДС). На экспериментально полученной кривой зависимости сопротивления деформации σ_s от степени деформации ε он может проявляться либо в виде зубчатой кривой (эффект Портвейне–Ле Шателье), либо повторным упрочнением сплава после прошедшего заметного разупрочнения [3–6].

Протекание ДДС в сплаве приводит к изменению конечной микроструктуры сплава, что в свою очередь отражается на свойствах продукции. Поэтому для понимания и моделирования процессов, происходящих в ходе деформации материала, необходимо знать термомеханические условия возникновения ДДС и его связь с другими механизмами упрочнения и разупрочнения.

Целью данной работы являлось экспериментальное исследование влияния динамического деформационного старения сплава АМг6 на сопротивление пластической деформации в диапазоне скоростей деформаций $0.1 \div 4 \text{ с}^{-1}$ и температур $300 \div 500^\circ\text{C}$.

2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Из сплава АМг6 (Si – 0.14; Fe – 0.34; Cu – 0.05; Mn – 0.05; Mg – 6.44; Zn – 0.05; Ti – 0.06%) изготовили цилиндрические образцы диаметром $8 \pm 0.1 \text{ мм}$ и высотой $12 \pm 0.1 \text{ мм}$. Для выравнивания механиче-

ских свойств металла по объему образцы предварительно выдерживали в печи при температуре 325°C в течении трех часов с последующим охлаждением на воздухе.

Опыты на сжатие образцов проводили на автоматизированной установке, созданной в Институте машиноведения УрО РАН. Образец с двумя бойками помещали в контейнер и нагревали в электропечи до температуры испытания. Образцы испытывали в диапазоне температур $300 \div 500^\circ\text{C}$ с шагом нагрева 50°C .

Нагретый контейнер с образцом переносили из печи в захваты установки и деформировали. Деформацию образцов осуществляли в диапазоне скоростей деформации $\dot{\varepsilon}$ от 0.1 до 4 с^{-1} . Испытания проводили без применения смазки, используя полированные бойки. В процессе деформации измеряли перемещение захватов, усилие деформирования и температуру поверхности образца. Изменение температуры поверхности образца определяли профессиональной тепловизионной системой NEC TH-9100WL через прорезь в трубе контейнера, содержащем образец. В связи с тем, что коэффициент излучения у алюминиевых сплавов низкий, то для уменьшения доли влияния ошибочных измерений в результате теплового отражения от стенок контейнера поверхность образца из АМг6 покрывали тонким слоем высокотемпературной краски черного цвета, выдерживающей нагрев до 600°C .

Осуществили два варианта механических испытаний. По первому варианту опыты проводили с целью исследования реологии сплава. В этих экспериментах на этапе активного нагружения при постоянной скорости перемещения захватов скорость деформации возрастала за счет уменьшения текущей высоты образца. После выключения электропривода установки образец оставался зажатым бойками, и активное нагружение сменялось стадией релаксации.

Испытания по второму варианту проводили для определения микроструктуры металла, получаемой в результате пластической деформации. В этом случае

захваты установки после активного нагружения разво­дили, контейнер с образцом быстро (за 2 с) вы­нимали и опускали в емкость с водой, где происходило резкое охлаждение образца, приводящее к фиксации микроструктуры металла.

Средняя температура поверхности образцов после момента установки контейнера в захваты до начала деформации не понижалась больше, чем на 1°C, а при выдержке в течении 10 с после момента установки контейнера в захваты – не больше, чем на 6°C. Поскольку время деформации не превышало 4 с, то пренебрегли тепловыми потерями в окружающую среду и считали, что вся тепловая энергия пластической деформации расходуется на разогрев образца.

Время резкого охлаждения образца в воде после деформации до комнатной температуры не превышало 10 с.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1–3 приведены законы изменения скорости деформации $\dot{\epsilon}$ и соответствующее им изменение сопротивления деформации σ_s в зависимости от времени в разных диапазонах скорости нагружения образцов.

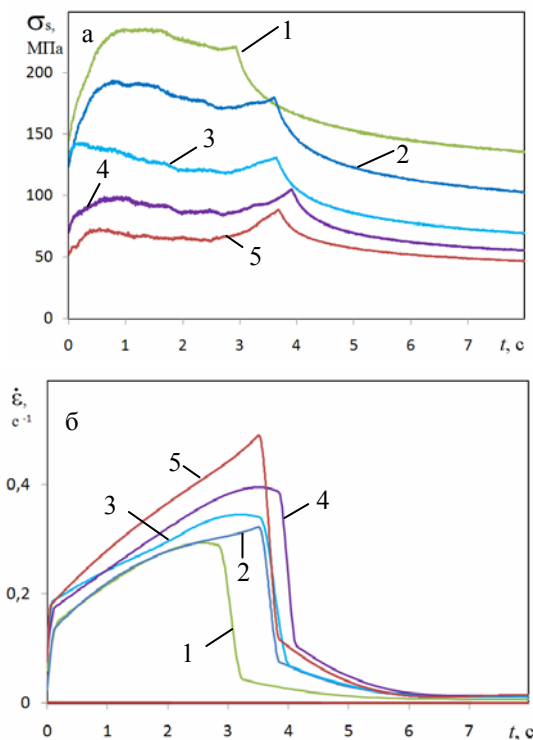


Рис. 1. Изменение сопротивления деформации σ_s (а) и скорости деформации $\dot{\epsilon}$ (б) от времени t при температурах: 300°C (1), 350°C (2), 400°C (3), 450°C (4) и 500°C (5) при “низкой” скорости нагружения образца

Из этих рисунков видно, что при скоростях деформаций от 0.1 до 0.35 с⁻¹ во всем температурном диапазоне кроме 300°C кривая сопротивления деформации осциллирует. Такое поведение несвойственно для сплавов деформируемых в этом скоростном диапазоне. Обычно осциллирующая кривая имеет место при скоростях деформаций, как минимум меньший на порядок, чем реализовывалось в

эксперименте и, как правило, такое поведение кривой связывают с протеканием прерывистой динамической рекристаллизации [1].

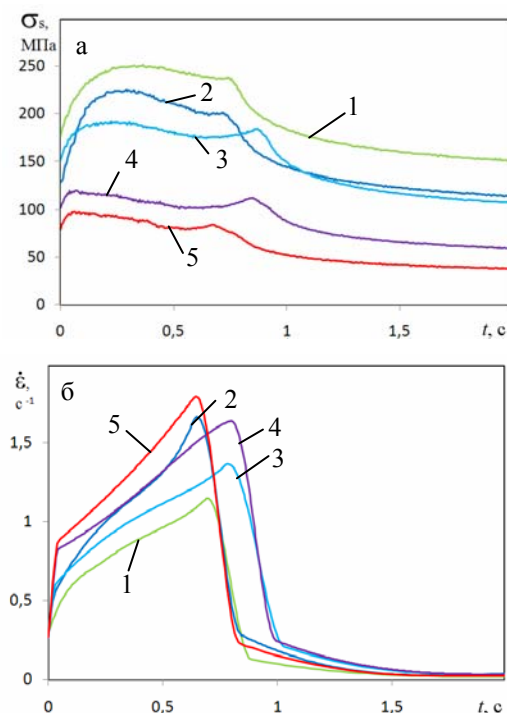


Рис. 2. Изменение сопротивления деформации σ_s (а) и скорости деформации $\dot{\epsilon}$ (б) от времени t при температурах: 300°C (1), 350°C (2), 400°C (3), 450°C (4) и 500°C (5) при “умеренной” скорости нагружения образца

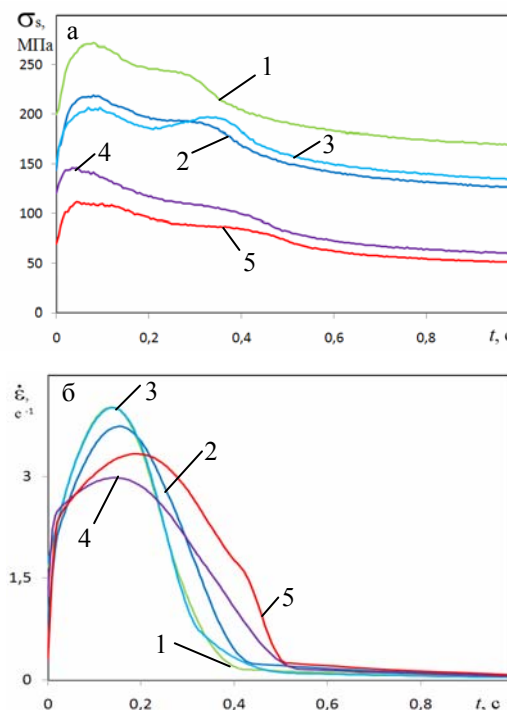


Рис. 3. Изменение сопротивления деформации σ_s (а) и скорости деформации $\dot{\epsilon}$ (б) от времени t при температурах: 300°C (1), 350°C (2), 400°C (3), 450°C (4) и 500°C (5) при “максимальной” скорости нагружения образца

Другой особенностью реологического поведения исследуемого сплава является наличие второго уча-

стка упрочнения на кривой сопротивления деформации (см. рис. 1–3). Такое реологическое поведение является типичным для сплавов алюминий-магниевого группы [4], но его причины в литературе, известной авторам, не описываются.

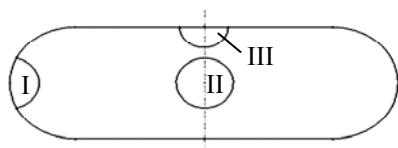


Рис. 4. Зоны металлографических исследований структуры материала образца

В табл. 1 и 2 приведены параметры микроструктуры перед деформацией и после деформации образца в рассматриваемых трех зонах. Параметр D определяет средний диаметр зерна; R – коэффициент равноосности (отношение средней длины зерна к средней ширине зерна); δ – коэффициент однородности распределения зерен; Θ – средний угол наклона зерен по отношению к горизонтальной оси.

Таблица 1. Количественные параметры микроструктуры образца из сплава АМгб при температуре испытания 300°C и “умеренной” скорости нагружения образца

Состояние	D , мкм	R	δ	Θ , град
Перед деформацией	106	2.91	0.27	79
Зона I	40	2.12	0.27	55
Зона II	68	2.05	0.13	55
Зона III	103	2.56	0.25	68

Таблица 2. Количественные параметры микроструктуры образца из сплава АМгб при температуре испытания 400°C и “умеренной” скорости нагружения образца

Состояние	D , мкм	R	δ	Θ , град
Перед деформацией	145	2.82	0.21	78
Зона I	45	2.16	0.24	61
Зона II	14	2.10	0.33	43
Зона III	76	2.28	0.24	65

На рис. 5 и 6 показана в рассматриваемых зонах микроструктура образцов из сплава АМгб при температурах испытания 300 и 400°C, полученная методом ДОЭ перед деформацией и после деформации при “умеренной” скорости нагружения образца.

В исходной структуре образца находятся крупные вытянутые зерна (см. табл. 1) со средним размером 106 мкм. Зерна распределены достаточно равномерно и с ярко выраженной ориентировкой. Как видно из рис. 5а, в микроструктуре образца перед деформацией имеются крупные зерна, вытянутые вдоль оси симметрии образца. При этом в большей части зерен отсутствуют субзерна.

В микроструктуре образца в зоне I после деформации произошли изменения. Размер зерна значительно уменьшился и составил 40 мкм. Зерна стали более равноосными. Разнозернистость осталась на том же уровне, а ориентация зерен стала менее ориентированной. По микроструктуре, полученной методом ДОЭ (см. рис. 5б), видно, что в большинстве зерен присутствуют субзерна. Следует отметить, что в микроструктуре имеются вытянутые зерна средних размеров без явных следов внутренней субструктуры. Это, скорее всего, говорит о наличии в этой области исходной (до деформации) структуры. Кроме того, в микроструктуре имеются большие вытянутые зерна с развитой субструктурой внутри, что свидетельствует о прохождении динамической полигонизации в ходе деформации. Следует отметить, что доля этих зерен меньше, чем равноосных.

В зоне II средний размер и средняя ориентация зерен уменьшилась по сравнению с исходным состоянием так же, как и в зоне I. Зерна стали в среднем более равноосными и более равномерно распределенными. Из рис. 5в видно, что в микроструктуре сплава присутствуют большие зерна, внутри которых находится большое количество мелких равноосных зерен, окруженных субзернами. Данный факт, скорее всего, свидетельствует о внутризеренном зарождении по механизму Канны–Бюргерса, происходящем посредством коалесценции субзерен [1].

Как видно из табл. 1 зеренная микроструктура в зоне III не претерпела значительных изменений по сравнению с начальным состоянием: средний размер зерен чуть уменьшился и составил 103 мкм, в среднем зерна стали чуть более равноосными, ориентированность зерен уменьшилась, но, тем не менее, осталась достаточно выраженной. В отличие от зеренной микроструктуры, субструктура зоны III претерпела изменения (см. рис. 5г): внутри крупных вытянутых зерен имеются ярко выраженные субзерна, имеющие в большинстве случаев почти равноосную форму.

Изучая микроструктуру образца после деформации при температуре 300°C, можно сделать вывод, что во всех зонах в основном присутствует динамически сформированная микроструктура. В зоне I разупрочнение, по всей видимости, идет сразу по двум механизмам – динамическая рекристаллизация и полигонизация, но с большей долей динамической рекристаллизации. При этом зародышеобразование идет на границах зерен по механизму Канны–Бюргерса, в то время как в зоне II зародыши рекристаллизации образуются внутри зерен, вероятно, по механизму Бейли–Хирша. Таким образом, в зоне II присутствуют в равной мере динамическая рекристаллизация и динамическая собирательная полигонизация. В зоне III динамической рекристаллизации, вероятнее всего, нет, а разупрочнение происходит вследствие динамической полигонизации.

В результате можно сделать вывод, что температура 300°C является температурой начала динамической рекристаллизации для сплава АМгб при скоростях деформаций, имевших место в эксперименте.

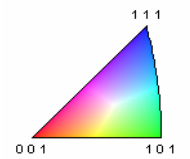
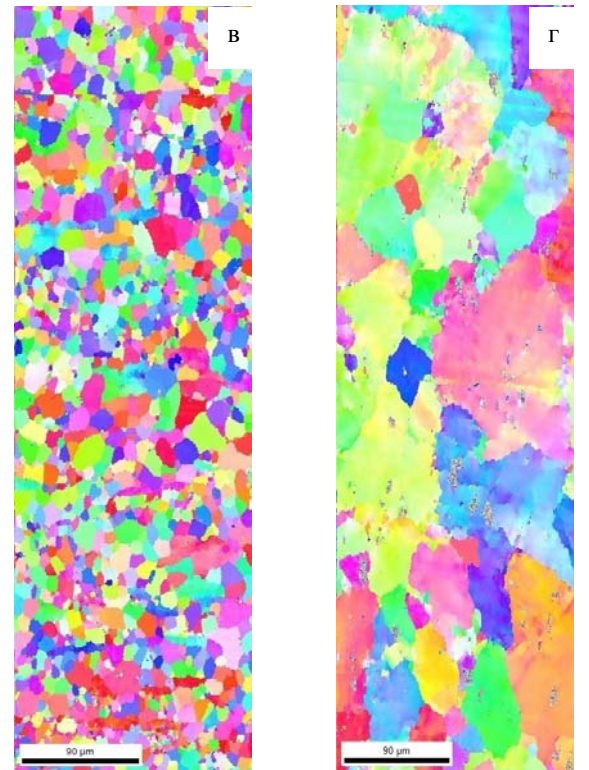
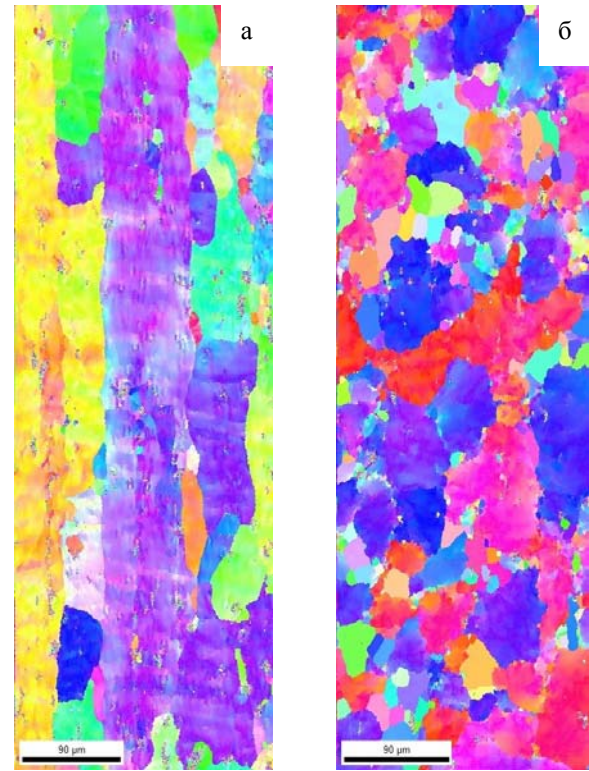
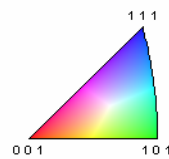
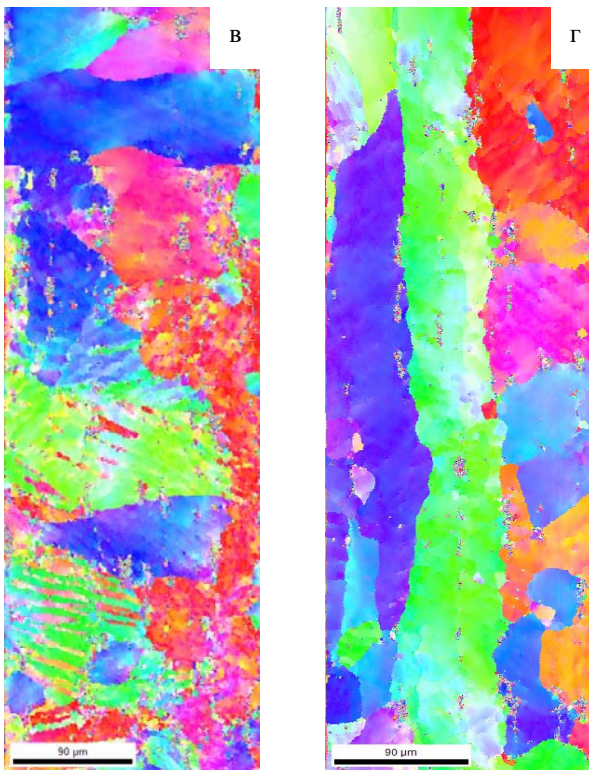
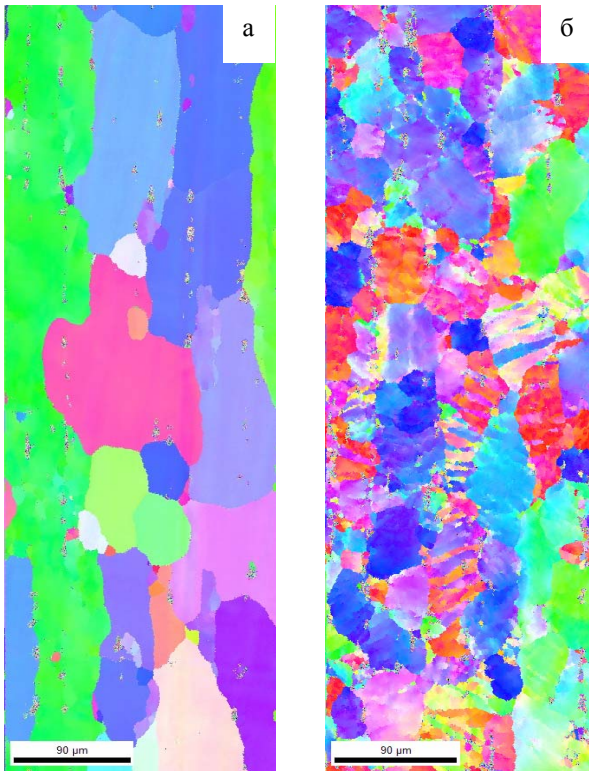


Рис. 5. Микроструктура образца из сплава АМг6 при температуре испытания 300°С, полученная методом ДОЭ перед деформацией (а) и после деформации в зонах I (б), II (в) и III (г) при "умеренной" скорости деформации

Рис. 6. Микроструктура образца из сплава АМг6 при температуре испытания 400°С, полученная методом ДОЭ перед деформацией (а) и после деформации в зонах I (б), II (в) и III (г) при "умеренной" скорости деформации

Средний размер зерен перед деформацией при температуре 400°C вырос по сравнению со средним размером при температуре исследования 300°C и составил 145 мкм (см. табл. 2). Равноосность и равномерность распределения зерен несколько улучшилась. Как видно из рис. 6а субструктура зерен стала полигонизированной.

В зоне I после деформации средний размер зерен значительно уменьшился. Зерна стали более равноосными, но менее равномерно распределенными. Выраженная ориентация зерен наблюдается, но в среднем она уменьшилась по сравнению с состоянием перед деформацией. Как видно из рис. 6б границы зерен имеют зигзагообразную форму. Внутри большинства зерен присутствуют субзерна, но есть и зерна средних размеров, в которых нет выраженной субструктуры. Следовательно, в микроструктуре образца после охлаждения присутствуют зерна, сформировавшиеся на разных стадиях - в процессе деформации за счет динамической рекристаллизации и в процессе охлаждения образца за счет статической рекристаллизации.

В зоне II средний размер зерен стал в 10 раз меньше по сравнению с исходным состоянием. Равноосность зерен улучшилась, но равномерность распределения зерен ухудшилась. Выраженной ориентации зерен не наблюдается. Таким образом, можно сделать вывод, что вся полученная микроструктура в данной зоне является статически сформированной в процессе охлаждения образца.

В зоне III, как и в двух других зонах, средний размер зерен уменьшился по сравнению с состоянием перед деформацией. Зерна стали более равноосными, но чуть менее равномерно распределенными. Имеется достаточно выраженная ориентация зерен, приблизительно такая же, как и в зоне I. Из рис. 6г видно, что все крупные зерна имеют ярко выраженную субструктуру, а средних размеров зерна представлены как с выраженной субструктурой, так и без неё.

Таким образом, в образце после испытания при температуре 400°C во всех зонах основным механизмом разупрочнения была динамическая рекристаллизация. Для зоны I и III это является очевидным фактом, а для зоны II о протекании динамической рекристаллизации можно судить только по косвенным признакам, так как результаты динамических процессов разупрочнения стерлись статически сформировавшейся микроструктурой в процессе охлаждения образца. О протекании динамической рекристаллизации в зоне II говорит тот факт, что динамически полигонизированная микроструктура является достаточно устойчивой к статическим процессам разупрочнения при дальнейшей выдержке при температуре деформации [7].

Из анализа микроструктуры сплава АМг6 можно сделать вывод, что во всем температурном диапазоне деформаций, имевших место в экспериментах, протекает динамическая рекристаллизация. При этом начало динамической рекристаллизации является температура 300°C, в которой в зависимости от скорости деформации может разупрочнение происходить по типу динамической рекристаллизации

(зона I) или по механизму динамической полигонизации (зона II). С увеличением температуры деформации протекание динамической рекристаллизации облегчается [1], что подтверждается и микроструктурой образца после деформации при температуре 400°C.

Наличие динамической рекристаллизации в этом сплаве во всем температурном интервале испытаний не может объяснить осциллирующего поведения кривой сопротивления деформации (см. рис. 1а), а также наличие второго участка упрочнения [1]. Для выяснения причины проявления такого реологического поведения сплава выполнили металлографические исследования образцов по изменению количества интерметаллидов в ходе деформации.

Поскольку интерметаллиды в отраженном поляризованном свете резко отличаются по цвету от окружающей их матрицы, то долю интерметаллидов определяли как отношение доли цвета интерметаллидов к доле цвета всей поверхности шлифа.

Было взято 4 образца в состоянии после отжига, 4 образца, нагретых в контейнере до температуры 400°C, а затем резко охлажденных в воде без проведения деформации, и 4 образца после деформации при температуре 400°C и резко охлажденных в воде. Количественное содержание интерметаллидов исследовали на боковой поверхности образца. Температура испытаний 400°C была взята по причине того, что она является средней в температурном диапазоне испытаний. На каждом образце был произведен анализ на 20 разных участках. Результаты исследований сведены в табл. 3.

Таблица 3. Процентное содержание интерметаллидов в образцах

Состояние образца	Исходное	Перед деформацией	После деформации
Доля включений, %	16.4± 1.3	13.1± 1.9	16.9± 1.9

Как видно из табл. 3, при нагреве до температуры 400°C доля интерметаллидов в образце уменьшилась, а после деформации возросла. Это говорит о том, что при этой температуре в зависимости от напряженно-деформированного состояния может происходить растворение или выделение интерметаллидов из матрицы твердого раствора. Последнее говорит о протекании динамического деформационного старения в ходе деформации, которое, как правило, упрочняет сплав [2, 3, 5, 6].

Согласно работам [2, 3] в сплавах при определенных температурно-скоростных условиях деформации происходит ДДС, заключающийся в блокировании свободных дислокаций примесными атомами и включениями. В результате чего происходит увеличение напряжения деформирования до тех пор пока не возникнут новые свободные дислокации, что приведет к падению напряжения деформации. Затем эти дислокации опять могут быть заблокированы примесными атомами в результате их диффузионной подвижности и воздействия на них напряжений от дислокаций. В результате такого процесса на

кривой сопротивления деформации, как правило, появляется зубчатость. Так как помимо самого ДДС в сплаве протекает динамическая рекристаллизация, то по всей видимости, это приводит к появлению осцилляций. При этом, чем больше температура деформации, а значит и более активное протекание динамической рекристаллизации, тем больше выражена осцилляция (см. рис. 1а). Как видно из рис. 1–3 осцилляции имеют место только при малых скоростях деформаций, при этом динамическая рекристаллизация протекает во всем скоростном диапазоне деформаций. В результате этого, вероятнее всего, на осцилляцию оказало влияние ДДС, которое более полно реализовалось при малой скорости деформации.

Появление второго пика упрочнения на кривой сопротивления деформации можно объяснить совокупным влиянием трения на силу деформации образца, а также уменьшением скорости протекания процессов разупрочнения и прохождением ДДС.

Работа выполнена в рамках Программ фундаментальных исследований Президиума РАН №22 (проект 09-П-1-1008) в части металлографических исследований динамической рекристаллизации и ОЭМПУ РАН № ОЭ-12 в части разработки методики и проведения пластометрических испытаний.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что в диапазоне температур деформаций $300 \div 500^\circ\text{C}$ и скоростях деформаций $0.1 \div 4\text{c}^{-1}$ протекает динамическая рекристаллизация. При этом началом динамической рекристаллизации является температура 300°C .

2. Металлографическими методами исследования показано, что в сплаве АМг6 имеет место динамическое деформационное старение в ходе деформации, которое приводит к выделению интерметаллидов из матрицы твердого раствора при температуре испытания 400°C .

3. Установлено, что в сплаве АМг6 в результате выдержки при температуре 400°C происходит частичное растворение интерметаллидов обратно в твердый раствор.

4. Протекание динамического деформационного старения совместно с динамической рекристаллизацией привело к появлению осцилляций на кривой сопротивления деформации в диапазоне скоростей деформаций $0.1 \div 0.35\text{c}^{-1}$ и температур $350 \div 500^\circ\text{C}$. Выше этого скоростного диапазона ДДС не оказывает существенного влияния на кривую сопротивления деформации.

СПИСОК ОБОЗНАЧЕНИЙ

- ДДС – динамическое деформационное старение;
 σ_s – сопротивление деформации, МПа;
 $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации, c^{-1} ;
 t – время, с;
 D – средний диаметр зерна, мкм;
 R – коэффициент равноосности;
 δ – коэффициент однородности распределения зерен;
 Θ – средний угол наклона зерен по отношению к горизонтальной оси, град.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
2. Пастухова Ж.П., Рахштадт А.Г., Каплун Ю.А. Динамическое старение сплавов. М.: Metallurgia, 1985. 223 с.
3. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. М: Metallurgia, 1972. 320 с.
4. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Справочник. М.: Metallurgia, 1983. 352 с.
5. Sang-hyun Cho, Yeon-chuL Yoo, J. J. Jonas. Static and dynamic strain aging in 304 austenitic stainless steel at elevated temperatures // Journal of materials science letters. 2000. V. 19. P. 2019–2022.
6. Шуклинов А.В., Денисов Е.К., Михлик Д.В., Золотов А.Е. и др. Переход от устойчивой к скачкообразной деформации, вызванный изменением состава и структуры сплава Al-Mg // Деформация и разрушение материалов. №3. 2008. С. 30–34.
7. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Metallurgia, 1977. 432 с.