

ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

К. В. Горев, Р. Л. Гофенец

КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ РАЗУПРОЧНЕНИЯ НЕКОТОРЫХ СТАРЕЮЩИХ СПЛАВОВ

Большую группу высокопрочных и жаропрочных промышленных материалов составляют стареющие и дисперсно упрочненные сплавы, структура которых может быть представлена в виде матрицы с распределенными в ней дисперсными частицами упрочняющей фазы. К настоящему времени разработана теория упрочнения этих сплавов, устанавливающая зависимость между прочностными характеристиками и характером взаимодействия дислокаций с частицами упрочняющей фазы, позволяющая указать оптимальную структуру сплава и способы ее получения [1—3]. Поведение сплавов при повышенных температурах во многом зависит от развития разупрочняющих процессов — возврата и рекристаллизации. Экспериментальные исследования первых стадий разупрочнения весьма немногочисленны. Сложность описания возврата в сплавах, содержащих дисперсные выделения второй фазы, объясняется как многообразием разупрочняющих процессов, существенно отличающихся механизмом и кинетикой, так и взаимодействием дефектов кристаллического строения (вакансий, дислокаций и их скоплений) с частицами избыточной фазы и атомами растворенного в матрице элемента. Механизм этого взаимодействия зависит как от термической активации дефектов, так и характера выделений. Ввиду указанных причин результаты и закономерности, полученные на чистых металлах и разбавленных твердых растворах, не всегда могут быть распространены на стареющие сплавы.

Цель исследования — выяснение особенностей разупрочнения на стадии возврата стареющих сплавов на основе алюминия и меди, установление качественных и количественных закономерностей этого процесса. Исследуемые материалы — сплавы Al+4,1% Cu и Cu+3,2% Ti. Сведения о стадийности распада твердых растворов и характере выделений для данных сплавов достаточно полны и достоверны [4—6]. Основны-

ми методами исследования были рентгеноструктурный и электронномикроскопический анализы, позволившие проследить как за распадом твердого раствора, так и за изменениями дислокационной структуры и напряженного состояния матрицы вследствие деформационного возврата.

Частичное или полное восстановление свойств деформированного металла возможно только в случае термически активируемых процессов — возврата и рекристаллизации. Однако реализация начальных стадий возврата возможна уже во время деформирования металла за счет температурного эффекта деформации. Начало и развитие процесса возврата можно проследить по кривым изменения уширения интерференционных линий в зависимости от степени деформации (ϵ), которые могут рассматриваться как кривые, характеризующие деформационное упрочнение металла. Степень наклепа при этом определяется коэффициентом $\alpha = d\beta/d\epsilon$; начало динамического возврата соответствует степени деформации, при которой указанный коэффициент уменьшается. Роль процесса возврата возрастает с увеличением степени деформации, и при достаточно больших ее степенях упрочнение практически отсутствует ($\alpha = 0$). Деформация металла в этом интервале степеней может быть классифицирована как деформация с неполным упрочнением [7].

Наиболее вероятным механизмом динамического возврата на начальной его стадии является механизм поперечного скольжения дислокаций, являющийся основным механизмом обхода дислокациями барьеров в виде скопления сидячих дислокаций в чистых металлах и выделений второй фазы разной степени дисперсности в стареющих сплавах.

Степень деформации, соответствующая началу динамического возврата, зависит от структуры сплава к моменту деформации и энергии дефектов упаковки деформируемого сплава. По мере повышения энергии дефектов упаковки склонность к поперечному скольжению увеличивается, а энергия активации понижается [8, 9]. При больших степенях деформации и повышенных температурах возможен иной механизм динамического возврата — переползание дислокаций. Скорость этого механизма описывается уравнением

$$\frac{d\sigma}{d\tau} = \text{const} \frac{\sigma^m}{kT} e^{-\frac{U}{kT}}.$$

Для чистых металлов склонность к поперечному скольжению и переползанию с возрастанием уровня энергии дефектов упаковки увеличивается в последовательности Ag—Cu—Ni—Al [10]. Добавление легирующего элемента и последующая термообработка приводят к изменению энергии дефектов

упаковки. В соответствии с указанным изменяется склонность сплава к динамическому возврату, что сказывается на характере кривой $\beta = f(\epsilon)$ [11] и формировании ячеистой структуры в деформированном сплаве. Электронномикроскопическое исследование фольг алюминия и сплава Al+4,1% Cu, деформированного прокаткой при комнатной температуре после закалки и старения, указывает на то, что образование ячеистой



Рис. 1. Электронные макрофотографии структуры алюминия, меди и сплавов на их основе, деформированных прокаткой ($\epsilon = 50\%$):

a—чистого алюминия (99,99%); *б* и *в*—сплавов Al+4,1% Cu, деформированных соответственно в закаленном состоянии и после старения при 473°K в течение 10 час; *г*—меди ВЗ; *д*—сплава Cu+3,2% Ti, деформированного после старения при 573°K в течение 1 час

структуры, наблюдаемой в алюминии при $\epsilon \approx 5-10\%$, и последующее ее развитие в сплаве тормозятся.

В меди и сплаве Cu+3,2% Ti ячеистая структура формируется при более высоких степенях деформации, чем в алюминии, и выражена менее отчетливо (рис. 1).

При нагреве деформированного сплава разупрочнение его продолжается как за счет статического возврата, так и за счет рекристаллизации, сопровождающейся интенсивным достариванием сплава.

Исследование изохронного отжига стареющих сплавов указывает на то, что температурная зависимость процесса

возврата сплавов может быть отличной от таковой для чистого металла. Отличие выражается прежде всего в том, что интенсивное развитие возврата путем скольжения и переползания дислокаций (полигонизация) начинается только при достаточно высокой температуре, обеспечивающей термическую активацию дефектов и главным образом дислокаций. Этой стадии возврата могут предшествовать конечные стадии возврата, осуществляемого путем поперечного скольжения. Указанная особенность может быть объяснена изменением

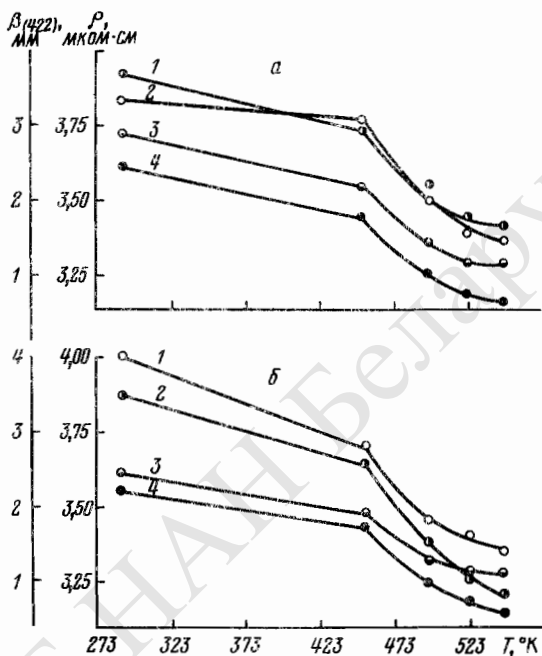


Рис. 2. Температурная зависимость ρ (1 и 3) и $\beta_{(422)}$ (2 и 4) при изохронном отжиге сплава Al+4,1%Cu ($\tau=0,25$ час), деформированного прокаткой на 30 (а) и 50 (б) % после старения при 473 $^{\circ}\text{K}$ в течение 10 (1, 2) и 100 (3, 4) час

энергии дефектов упаковки сплава и структурой, приобретенной им в процессе деформации.

На рис. 2 приведены кривые температурной зависимости удельного электросопротивления и физического уширения штерференционной линии $\beta_{(422)}$ сплава Al+4,1% Cu, деформированного прокаткой на 30 и 50% после старения при 473 $^{\circ}\text{K}$ в течение 10 и 100 час. В первом случае структура сплава (α +фаза Θ'') способствовала торможению динамического возврата, осуществляемого путем поперечного скольжения дислокаций, реализация которого стала возможной при тер-

мической активации дислокаций за счет нагрева сплава. Изменения ρ и β в температурном интервале 293—453 °К менее существенны, чем при более высоких температурах.

Аналогичный характер имеют кривые температурной зависимости ρ и $\beta_{(331)}$ сплава $\text{Cu} + 3,2\% \text{Ti}$, деформированного на 20% после старения при 673 °К в течение 1 и 5 час; интенсивное изменение анализируемых характеристик наблюдается при температурах, больших 623 (ρ) и 723 (β) °К (рис. 3).

Характер и кинетика возврата при изотермическом отжиге стареющих сплавов также имеют свои особенности.

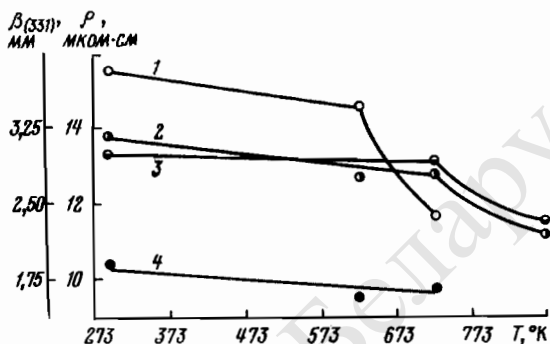


Рис. 3. Температурная зависимость ρ (1 и 4) и $\beta_{(331)}$ (2 и 3) при изохронном отжиге сплава $\text{Cu} + 3,2\% \text{Ti}$ ($\tau = 0,5$ час), деформированного прокаткой на 20% после старения при 673 °К в течение 1 (1, 2) и 5 (3, 4) час

При определенной структуре стареющего сплава, отличающейся высокой плотностью дисперсных выделений второй фазы, может наблюдаться изменение очередности восстановления свойств сплава, характерное для чистых металлов [12].

Сопоставление кривых зависимости удельного электросопротивления, уширения интерференционной линии (422) и твердости сплава $\text{Al} + 4,1\% \text{Cu}$, состаренного по различным режимам, от времени отжига указывает на то, что наиболее интенсивно протекает возврат уширения интерференционной линии, определяющего уровень внутренних напряжений в матрице (рис. 4, а).

Объяснение этого факта следует искать в различии механизмов возврата в чистых металлах и сплавах, содержащих дисперсные выделения второй фазы.

При отжиге дисперсионно твердеющих сплавов, обладающих повышенной плотностью дефектов, превалируют эффекты, вызванные перераспределением и аннигиляцией дислокаций, ответственные за изменение уровня микронапряжений в матрице сплава. Роль эффектов, обусловленных снижением концентрации вакансий, ответственных за изменение электро-

сопротивления, незначительна. Это связано со следующими причинами:

1. «Замораживание» вакансий растворенными в матрице атомами приводит к сохранению вакансий в течение длительного времени. В сплавах, содержащих дисперсные частицы второй фазы, дополнительными «ловушками» вакансий являются поля упругих напряжений, окружающие частицы.

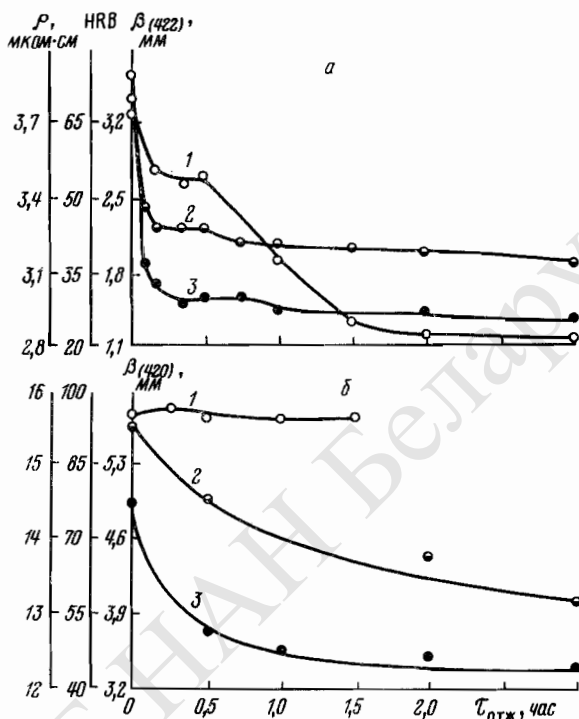


Рис. 4. Кинетические кривые изменения ρ (2), β (3) и HRB (1) в сплавах Al+4,1% Cu (а) и Cu+3,2% Ti (б) при $T_{ст}=473^\circ\text{K}$, $\tau_{ст}=10 \text{ час}$, $\varepsilon=30\%$, $T_{отж}=523^\circ\text{K}$ (а) и $T_{ст}=673^\circ\text{K}$, $\tau_{ст}=1 \text{ час}$, $\varepsilon=20\%$, $T_{отж}=623^\circ\text{K}$ (б)

2. Избыточная концентрация вакансий способствует неконсервативному перемещению дислокаций, что вызывает дополнительное понижение уровня микронапряжений в матрице сплава.

Таким образом, статическому возврату деформированного сплава присущ главным образом дислокационный механизм.

Характер изменения указанных характеристик зависит от состава сплава и режима его термообработки.

Для сплава Cu — Ti разница в очередности изменения характеристик β , ρ и HRB менее заметна, так как электроспро-

тивление этого сплава существенно зависит от концентрации титана в матрице (рис. 4, б).

Анализ кинетических кривых изменения ρ и β позволяет говорить о двухстадийном разупрочнении сплавов при статическом возврате. Механизм возврата на каждой стадии своеобразен и отличается по энергии активации. На кривых для сплава Al+4,1% Cu (рис. 4, а) можно выделить указанные стадии: первая — возврат, обусловленный перераспределением

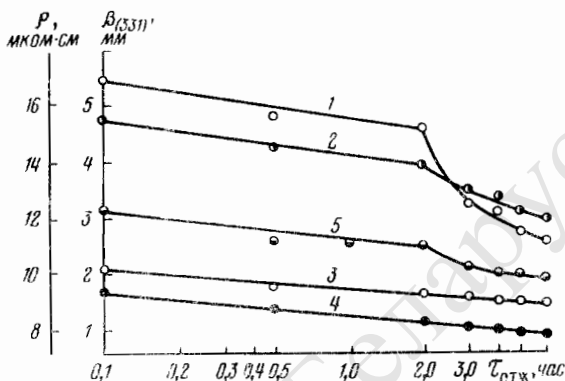


Рис. 5. Кинетические кривые изменения ρ (1—4) и $\beta_{(331)}$ (5) в сплаве Cu+3,2% Ti при 623°K:

1, 2, 5 — при $t_{ст} = 673^\circ\text{K}$ и $\tau_{ст} = 1$ час; 3, 4 — при $t_{ст} = 673^\circ\text{K}$ и $\tau_{ст} = 5$ час

оставшихся внутри блоков дислокаций путем скольжения; вторая — перемещение дислокаций путем переползания (полигонизация). Второй стадии соответствует участок относительной стабилизации характеристик сплава. Энергия активации возрастает, а скорость разупрочнения понижается. При дальнейшем увеличении времени отжига в сплавах начинается процесс рекристаллизации. Электронномикроскопическое исследование сплавов подтверждает такую стадийность разупрочнения. С увеличением температуры отжига временной интервал полигонизации и начало процесса рекристаллизации сдвигаются в сторону меньшего времени.

Степень восстановления характеристик сплава в процессе возврата зависит от режима его старения, определяющего дисперсность частиц упрочняющей фазы и концентрацию атомов легирующего элемента в матрице. В сплаве, состаренном в течение 100 час и деформированном на 30%, степень разупрочнения на стадии возврата достигает 90%.

Кинетика статического возврата сплава Cu+3,2% Ti (рис. 5), как и сплава Al+4,1% Cu [13], подчиняется уравнению

$$x = b - a \ln \tau,$$

где x — доля металла, претерпевшего возврат; b — степень восстановления свойств за время отжига; a — скорость возврата. Уравнение справедливо для временного интервала, в котором процессы, связанные с достариванием сплава, не играют существенной роли. Последнее особенно важно для сплава $Cu - Ti$, в котором электросопротивление чувствительно к изменению состава матрицы.

Исследование кинетики разупрочнения сплавов, содержащих выделения второй фазы, характера влияния дисперсности частиц упрочняющей фазы на параметры разупрочняющих процессов, а также вычисление эффективной энергии активации разупрочнения и ее изменения в ходе отжига [14] позволяют описать возможный механизм разупрочнения дисперсно твердеющих сплавов.

При предположении, что превалирующим механизмом статического возврата является дислокационный механизм, пути его реализации могут быть сведены к следующему: 1) перераспределение дислокаций в плоскости скольжения, приводящее к образованию более стабильных конфигураций; 2) аннигиляция дислокаций противоположного знака; 3) перемещение дислокаций путем переползания.

Роль дисперсных выделений второй фазы в первом случае сводится к торможениюдвигающихся дислокаций. Механизм взаимодействия дислокаций с дисперсными частицами аналогичен таковому при деформировании сплава. Наиболее вероятный из них — механизм Мотта и Набарро, результатом которого является перерезание выделений, и механизм Орована, связанный с огибанием дислокациями выделений. Скопления дислокаций, возникающие при реализации последнего механизма и создающие дополнительные напряжения, устраняются путем переползания дислокаций на стадии полигонизации.

Влияние выделений второй фазы на начало процесса рекристаллизации имеет место только в случае их влияния на кинетику возврата. При низкой дисперсности упрочняющей фазы роль выделений сводится к расширению временного интервала рекристаллизации за счет взаимодействия большеугловой границы с выделениями.

Литература

1. H. F. Mott, R. N. Nabarro. *Proc. Phys. Soc.*, **52**, 86, 1940.
2. A. Kelly, M. E. Fine. *Acta Met.*, **5**, 365, 1957.
3. E. Orowan. *Dislocations in Metals*, AIME, New York, 1954.
4. Д. И. Петров. *Вопросы теории сплавов алюминия. Металлургия*, М., 1951.
5. А. Д. Коротаев, О. В. Циненко, А. Т. Протасов. *ФММ*, **26**, 789, 1968.

6. U. Heubner, G. Wassermann. Z. Metallkunde, **53**, 152, 1962.
7. С. И. Губкин. Пластическая деформация металлов и сплавов, т. 1. Металлургиядат, М., 1961.
8. Ж. Фридель. Дислокации. «Мир», М., 1967.
9. A. Seeger, R. Vegner, H. Wolf. Z. Phys., **155**, 247, 1959.
10. Л. М. Бернштейн. Термомеханическая обработка сталей и сплавов, т. 1. «Металлургия», М., 1968.
11. К. В. Горев, Р. Л. Тофененц. Изв. АН БССР, серия физико-технических наук, № 1, 1973.
12. Л. А. Васильева. Автореферат кандидатской диссертации. Минск, 1969.
13. К. В. Горев, Р. Л. Тофененц, Л. А. Васильева. ДАН БССР, **12**, 797, 1968.
14. К. В. Горев, Р. Л. Тофененц, Л. А. Васильева. Изв. АН БССР, серия физико-технических наук, № 1, 58, 1968.

ДНБ НАН Беларускі