

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

Э. А. ТОРОСЯН, С. З. БОКШТЕПН, С. С. ГИИЗБУРГ

ЭФФЕКТ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В СПЛАВЕ Ni—В

Постановка вопроса. Сущность явления наследственности выражается в сохранении дефектных участков структуры холоднодеформированного металла после последующей термической обработки и рекристаллизации. Поскольку рекристаллизация присуща всем металлам и сплавам (в отличие от полиморфного превращения), можно говорить об универсальности эффекта наследственности [1, 2]

Наличие наследственных дефектов структуры не может не влиять на свойства металлов. По-видимому, эффект наследственности позволяет получить оптимальную форму и размер зерна в стали для глубокой вытяжки, успокоенной алюминием, объясняет повышение комплекса прочностных и пластических характеристик при термомеханической обработке в условиях частичной рекристаллизации [3].

Для практического использования эффекта наследственности при обработке металлических материалов необходимо знать, как влияют на этот эффект исходная структура, химический и фазовый состав, температурная зависимость растворимости и т. д. Пока, однако, из-за сложности выявления наследственных участков структуры соответствующих данных крайне мало.

В настоящей работе с помощью диффузии радиоактивного никеля-63 и последующего автордиографического исследования изучали явление наследственности в двухфазном сплаве Ni—В с содержанием бора 0,08—0,11% вес*. Изучение наследственности в этом сплаве представляет особый интерес, поскольку бор—один из наиболее распространенных микролегирующих элементов. Кроме того, переменная растворимость бора может приводить к специфическим эффектам наследственности.

Методика эксперимента. Из слитков сплава, выплавленных в вакуумной индукционной печи, путем горячейковки получали прутки. Часть этих прутков деформировали осадкой на 40% при комнатной температуре. Из всех прутков (деформированных и недеформированных) вырезали образцы. Часть деформированных образцов подвергали промежуточному отжигу при разных режимах. На все образцы (неде-

* Явление наследственности в чистом Ni и бинарных сплавах на его основе рассмотрено в [4].

формированные, деформированные и деформированные и отожженные) наносили тонкое покрытие радиоактивного никеля-63 удельной активностью 200—300 имп/сек. см^2 , после чего их подвергали диффузионному отжигу (также по разным режимам) в вакуумированных ампулах. По убыли активности при отжиге абсорбционным методом определяли коэффициент самодиффузии никеля-63; после удаления покрытия и слоя объемной самодиффузии образцы исследовали методами контактной и электронно-микроскопической автордиографии. Ранее в работе [4] мы подробно останавливались на методике эксперимента.

Полученные, таким образом, автордиограммы могут выявлять различные по природе процессы облегченной самодиффузии, протекавшие в течение диффузионного отжига. Сопоставление автордиограмм, полученных по разным вариантам (диффузионный отжиг недеформированных, деформированных и предварительно отожженных образцов) между собой и с соответствующими микроструктурами позволяет оценить индивидуальный вклад процессов ускоренной диффузии (связанных с фазовым составом, сохранением структуры холоднодеформированного металла, со структурой, возникшей при рекристаллизации и, наконец, явлении наследственности) в общую диффузионную подвижность.

Результаты исследования. Характер автордиографических изображений границ «старых» и новых зерен меняется с изменением температуры и продолжительности отжига. Попытаемся с помощью анализа этих изменений выявить причины высокой стабильности дефектов структуры сплава Ni—В.

Автордиограммы, полученные при отжиге 500°С, выявляют зарождение и рост новых зерен в объеме и по границам деформированных зерен (т. е. начало рекристаллизации). В ряде случаев обнаружено зарождение новых зерен также на двойниковых границах и начках скольжения (рис. 1). На автордиограмме видно несколько последовательных положений растущего зерна. Такой характер изображения свидетельствует о скачкообразности процесса роста зародыша. Поскольку коэффициент граничной самодиффузии никеля-63 много больше, чем объемной, мигрирующая граница растущего зерна обогащена радиоактивными атомами; они успевают фиксировать ее положение в периоды относительного покоя и не успевают — в период перемещения.

При отжиге 600°С новые зерна заполняют весь объем старых зерен. На автордиограммах (рис. 2) выявляется изображение двойной сетки границ — крупных, вытянутых при холодной деформации (наследственных) зерен и мелких (новых) зерен, возникших при рекристаллизации. Видно, что изображения наследственных границ состоят из участков двух типов: широких, с большой плотностью почернения (изображения боридов) и более узких, с малой плотностью почернения (изображения участков границы, не содержащих боридов); эти участки обозначены соответственно «А» и «Б». При данной температуре отжига новые

зерна, как правило, не прорастают через наследственные границы—ни на двухфазных, ни на однофазных участках. Значит, эффект наследственности в данном случае обусловлен как влиянием второй фазы, так и стабильностью участков границ, разделяющих области твердого раствора.



Рис. 1 Самодиффузия ^{63}Ni в сплаве Ni+0,1% В (холодная деформация 30%, диффузионный отжиг 300 ч, 4 часа). Авторадиограмма $\times 50$



Рис. 2 Самодиффузия ^{63}Ni в сплаве Ni+0,1% В (холодная деформация 30%, диффузионный отжиг 600 ч, 3 часа). Авторадиограмма $\times 20$

При повышении температуры отжига до 800°C и выше отдельные новые зерна начинают прорастать сквозь однофазные участки старой границы. С помощью микрофотометрирования отдельных участков контактных автордиограмм удалось показать, что с повышением температуры и продолжительности отжига плотность почернения автордиографического изображения однофазных участков наследственных границ (т. е. и их диффузионная проницаемость) падает, а новых границ растет, происходит «залечивание» перемычек и увеличение дефектности по соседних. Примерно при температуре 900°C изображения однофазных

участков наследственных границ на автордиограмме исчезают (двухфазных—остаются); и микроструктуре металла новые зерна прорастают практически через все однофазные участки наследственных границ.

Изображения двухфазных участков наследственных границ сохраняются вплоть до температуры 1100°C (рис. 3). Таким образом, эффект наследственности в сплаве Ni—В проявляется при температурах, на-



Рис. 3. Самодиффузия ^{63}Ni в сплаве Ni-0,1% В (холодная деформация 40%, диффузионный отжиг 1100°C—2 часа). Автордиограмма, $\times 50$.

много (на 500—600°C) превышающих температуру рекристаллизации; для сравнения укажем, что, по нашим данным, в никеле технической чистоты наследственность обнаруживается при температурах, превышающих температуру рекристаллизации примерно на 250°C.

Оценим, какие факторы могут обуславливать значительное повышение стабильности наследственных границ при легировании никеля бором.

Эффект наследственности на однофазных участках старых границ может быть обусловлен граничными сегрегациями атомов бора. В пользу этого предположения свидетельствует, в частности, повышение гравиметрии однофазных участков границ зерен при легировании никеля бором, сравнительно с никелем технической чистоты. Легирование никеля 0,1% (вс.) бора существенно повышает энергию сублимации с границ зерен [5]; значит, энергия взаимодействия атомов бора с болееугловыми границами зерна в никеле велика. С ростом температуры отжига подвижность атомов бора растет, содержание бора в отдельных участках рекристаллизованной структуры выравнивается и происходит «залечивание» наследственных участков границ (выше 800°C). Этот механизм наследственности может быть распространен и на однофазные сплавы, содержащие примесь, обладающие большой энергией взаимодействия с границей.

Двухфазные участки наследственных границ, как показано выше,

выявляются вплоть до температуры 1100°С; таким образом, вторая фаза (в данном случае борид) стабилизирует эффект наследственности сильнее, чем элемент, входящий в состав твердого раствора (в данном случае бор). Одной из причин такого влияния может служить то, что фаза является препятствием для мигрирующей границы. Однако, большую роль могут играть и два других фактора.

Первый из них—высокая дефектность участков границы зерна, совпадающих с поверхностью раздела фаз; ранее было показано, что именно «двухфазные» участки границы обладают максимальной диффузионной проницаемостью [6]. Для оценки влияния холодной деформации на относительную диффузионную проницаемость одно- и двухфазных участков границ, в работе изучали самодиффузию никеля-63 при низких температурах (начиная с 250°С). Оказалось, что после холодной деформации сила пути ускоренной самодиффузии (двухфаз-



Рис. 4. Самодиффузия ^{63}Ni в сплаве Ni+0,1% В (холодная деформация 40%, диффузионный отжиг 300°С—6 часов). Автораддиограмма. $\times 25$

ные участки грани зерла) автораддиографически удается выявить уже при 300°С (рис. 4), а в недеформированном сплаве—лишь при 500°С. Значит, холодная деформация приводит к дополнительному увеличению дефектности поверхностей раздела фаз, совпадающих с границами зерна, сравнительно с остальными элементами структуры, что может являться одной из причин особо стабильной наследственности двухфазных участков границ зерна.

Вторым фактором, обуславливающим высокую стабильность двухфазных участков наследственных границ, может служить фазовый наклеп в непосредственной окрестности фазы при растворении последней. Дополнительными экспериментами было установлено, что при нагреве недеформированного сплава Ni+0,1% В до температуры 900—1000°С (т. е. температуры интенсивного растворения боридов) протекает рекристаллизация матрицы на участках, прилежащих к боридам; движущей силой этого процесса является значительная локальная

деформация из-за различия в удельных объемах растворяющейся фазы и матрицы. При нагреве деформированного сплава до 1100°C растворение боридов завершено, и сплав становится однофазным, о чем свидетельствуют данные металлографического анализа; однако, как указывалось выше, на автордиограммах выявляются изображения участков наследственных границ, ранее (до растворения боридов) бывших двухфазными. Ширина наследственных границ велика—в несколько раз больше, чем новых; по-видимому, она отвечает ширине области, в которой возникали напряжения вследствие фазового наклепа при растворении боридов*.

Таким образом, проявление эффекта наследственности в сплаве $\text{Ni}+0,1\% \text{B}$ может быть обусловлено рядом факторов, определяющих химическую неоднородность и структурное состояние границ зерен, избирательно действующих при различных температурах.

Выводы

1. Методом автордиографии показано, что легирование никеля $0,1\% \text{B}$ значительно усиливает эффект наследственности. Наследственные дефекты—границы зерен, существовавшие до рекристаллизации, весьма устойчивы и сохраняются при значительном перегреве—вплоть до $0,8 T_{\text{пл. металла}}$.

2. Повышение эффекта наследственности при легировании никеля бором обусловлено сегрегацией атомов бора на однофазных участках исходных границ, усилением дефектности двухфазных участков исходных границ при холодной деформации и фазовым наклепом, возникающим при растворении пограничных выделений боридов.

3. Указанные факторы избирательно действуют в определенных температурных интервалах; выше 900°C эффект наследственности определяют лишь двухфазные участки исходных границ, причем их влияние сохраняется даже после растворения фазы.

Получено 23.IV.1975

Е. А. ТՈՐՈՍՅԱՆ, Ս. Զ. ՔՈՇԵՏՅԱՆ, Ս. Ս. ԳՆՆՈՐՅԱՆ

ՏԱՌԱՆԳՆԱԿԱՆՈՒԹՅԱՆ ԷՖԵԿՏԸ $\text{Ni}-\text{B}$ ՄԻՍԷՄԻՍԿԱՆՈՒԹՅՈՒՆԸ

Ա ճ փ և փ ո ս ճ

Հոդվածում ավտորադիոգրաֆիայի մեթոդով հետազոտված է ժառանգականության երևույթը $\text{Ni}-\text{B}$ միաճարգվածքում, ինչպես նաև դեֆորմացված

* Коэффициент самодиффузии никеля—63 в сплаве $\text{Ni}+0,1\% \text{B}$ при 1100°C значительно выше, чем в никеле. Это различие (особенно большое при отжиге холоднодеформированного металла) не может быть объяснено вкладом облегченной самодиффузии по границам фаз, так как сплав при этой температуре является однофазным и также косвенно свидетельствует о дефектности наследственных границ.

մետաղի վերաբյուրեղացումից հետո «հին» հատիկների սահմաններում բարձրացված դիֆուզիոն քափանցելիության (սուրուկտուրային պակասազորության) պահպանումը: Կրտսյաձ կն ալն գործոնները, որոնցով պայմանավորվում է Ni—В միահալվածքում ժառանգականության էֆեկտի կայունությունը, իրառնուկների անդատումը, դիֆուզիայի անհամասեռությունը և ֆուգային մակակոսումը:

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. С.Յ. «Процессы диффузии, структура и свойства металлов», М., «Машиностроение», 1964.
2. Бокштейн С. З. и др. Известия АН СССР, серия «Металлы», 1956, № 4.
3. Бернштейн М. Դ. Термомеханическая обработка металлов и сплавов, М., «Металлургия», 1968.
4. Կորյան Զ. Ա., Բոկստեյն Ս. Զ., Գուշբուրգ Ս. Ս. Влияние легирования на эффект наследственности в никеле. «Известия АН АрмССР (серия Т. II.)», т. XXVIII, № 5, 1975.
5. Չուպտինա Յ. Ս. Автореф. канд. диссерт. М., ВИАМ, 1974.
6. Գուշբուրգ Ս. Ս. Автореф. канд. диссерт. М., ВИАМ, 1970.