

# Math-Net.Ru

All Russian mathematical portal

A. V. Logunov, N. V. Petrushin, A. F. Zverev,  
N. P. Zyulina, Тепловые свойства эвтектического  
сплава системы  $\text{Co} - \text{Cr} - \text{C}$  в области высоких тем-  
ператур,  
*TVT*, 1979, Volume 17, Issue 4, 740–747

<https://www.mathnet.ru/eng/tvt6797>

Use of the all-Russian mathematical portal Math-Net.Ru implies that you  
have read and agreed to these terms of use  
<https://www.mathnet.ru/eng/agreement>

Download details:

IP: 18.97.14.87

May 16, 2025, 02:42:28



УДК 532.78

**ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ  
Co — Cr — C В ОБЛАСТИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР***Логунов А. В., Петрушин Н. В.,  
Зверев А. Ф., Зюлина Н. П.*

Изложены результаты экспериментального исследования удельного электросопротивления, теплопроводности в интервале температур 20–1250°С, полной полусферической и монохроматической ( $\lambda=0,65$  мкм) степени черноты при температурах 1000–1250°С эвтектического сплава (Co, Cr)–(Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> в направленно закристаллизованном и равноосном состояниях, а также удельного электросопротивления сплава Co+28,5% Cr+0,1% C в интервале 20–1200°С. Рассмотрено влияние ориентации структурных составляющих эвтектической композиции на электросопротивления сплава. Определены температурные интервалы аллотропического (ГПУ $\rightleftharpoons$ ГЦК)-превращения в исследуемых сплавах. Обнаружено аномальное изменение электросопротивления сплавов в интервале температур 20–850°С, которое связывается с возможным образованием в гексагональном твердом растворе кобальт – хром областей ближнего упорядочения.

Повышение параметров энергетических установок требует совершенствования свойств конструкционных материалов. Перспективным классом материалов являются эвтектические сплавы, получаемые методом направленной кристаллизации [1, 2]. В этих условиях литья образуется упорядоченная гетерофазная структура, составляющие которой имеют пластинчатую или волокнистую форму. Материалы с подобной композитной структурой, состоящие из фаз с различным кристаллическим и электронным строением, обладают рядом интересных физических свойств.

В предлагаемой работе приводятся результаты исследований в области высоких температур тепло- и электропроводности, полной полусферической и монохроматической ( $\lambda=0,65$  мкм) степени черноты кобальтовых сплавов системы Co–Cr–C: направленно закристаллизованного эвтектического сплава (Co, Cr)–(Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, состава (вес. %) – Co+40,7% Cr+2,4% C и сплава Co+28,5% Cr+0,085% C.

Эвтектический сплав (Co, Cr)–(Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> представляет собой двухфазную систему одновременно закристаллизовавшихся фаз: матрицы – твердого раствора хрома и углерода в кобальте (Co+28,4% Cr+0,1% C) и упрочняющей фазы – карбида на основе Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (Cr+15,2% Co+8,9% C) [3].

В однонаправленно закристаллизованном состоянии эвтектический сплав содержит 30,1% по объему карбидной фазы (Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, которая в зоне с установившейся скоростью кристаллизации расположена в виде волокон неправильного сечения.

Специфика направленной кристаллизации эвтектических сплавов обуславливает их высокую структурную стабильность при воздействии температур [4]. Обе фазы образуются в условиях термодинамического равновесия, при этом обеспечивается их кристаллографическое и структурное соответствие.

Теплофизические свойства сплава и его фазовых составляющих весьма различны и практически не изучены.

Матрица сплава, согласно диаграмме состояния [5], представляет собой неупорядоченный твердый раствор хрома в кобальте.

При высокотемпературных длительных нагревах в матрице происходят процессы аллотропического превращения [3, 6].

Упрочняющая фаза (Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> представляет собой легированный кобальтом (15,2% Co) карбид Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, имеющий гексагональный тип решетки. При комнатной температуре  $\rho$  карбида Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> равно 91,7 мкОм·см и слабо увеличивается при нагреве до 1200°С [7].

Таблица 1

Теплофизические свойства направленно закристаллизованного эвтектического сплава (Co, Cr) – (Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>

T, °C	20	100	200	300	400	500	600
$\rho \cdot 10^6$ , Ом·см	89,8	93,2	96,8	99,9	103,5	106,8	109,9
$\lambda$ , Вт/м·°C	—	14,6	17,2	19,6	21,3	23,4	25,5
T, °C	700	800	900	1000	1100	1200	1250
$\rho \cdot 10^6$ , Ом·см	111,5	113,5	111,6	113,8	116,1	118,2	119,3
$\lambda$ , Вт/м·°C	27,2	29,3	31,4	31,0	35,0	38,0	40,0
$\epsilon$	—	—	—	0,20	0,23	0,26	0,27
$\epsilon_\lambda$	—	—	—	0,37	0,39	0,40	0,41

Свойства эвтектической композиции (Co, Cr)–(Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> измерялись в интервале температур 20–1250°С на цилиндрических образцах, которые изготавливались из прутков диаметром 16 мм, полученных методом направленной кристаллизации. Поверхность исследуемых образцов обрабатывалась по 9 классу чистоты.

Исходные материалы имели состав (вес. %): Co – 99,4%, Fe – 0,4%, Si – 0,15, C – 0,035%, Mn – 0,01%; остальное –  $\leq 0,005\%$ ; Cr – 99,1%; Fe – 0,3%; Al – 0,3%; Si – 0,1%; C – 0,02%; S – 0,01%; N<sub>2</sub> – 0,1%; As – 0,01%; остальное  $\leq 0,012\%$ .

Плотность материала образцов эвтектики при 20°С равнялась 8,03 г/см<sup>3</sup>.

В опытах  $\lambda$  и  $\rho$  измерялись вдоль направления, параллельного направлению перемещения фронта кристаллизации, т. е. вдоль волокон карбидной фазы, расположенных параллельно оси образца. Исследования свойств в интервале 1000–1250°С проводились на установке для комплексного изучения теплофизических свойств металлов и сплавов при высоких температурах [8, 9].

Теплопроводность от комнатных температур до 950°С измерялась относительным методом [10].

Электросопротивление в интервале температур 20–1250°С определялось компенсационным методом [11] при нагреве и охлаждении образцов (с выдержкой 5–10 мин при каждой температуре измерения).

Сглаженные значения полученных при нагреве экспериментальных данных представлены в табл. 1.

Максимальная (при доверительной вероятности 95%) ошибка измерений, включающая случайную и систематическую, составила: для  $\lambda$ –7% (при 100–900°С) и 15% (в интервале 1000–1250°С); для  $\epsilon$  и  $\epsilon_\lambda$ –15 и 11% соответственно; для  $\rho$ –1,2%.

Особый интерес представляет изучение влияния ориентации структурных составляющих ЭК системы Co–Cr–C на физические свойства. Подобное исследование проводилось в опытах по измерению электросопротивления, являющегося наиболее структурно чувствительной и наиболее точно

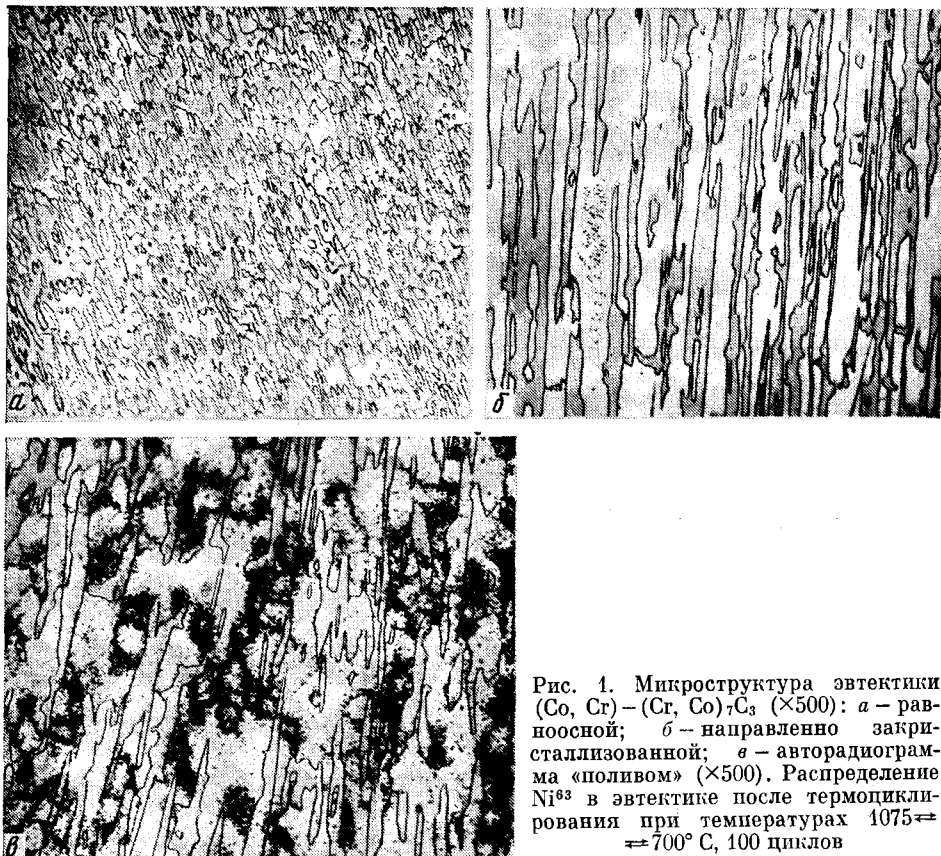


Рис. 1. Микроструктура эвтектики  $(\text{Co}, \text{Cr})-(\text{Cr}, \text{Co})_7\text{C}_3$  ( $\times 500$ ): *a* – равноосной; *б* – направленно закристаллизованной; *в* – автордиограмма «поливом» ( $\times 500$ ). Распределение  $\text{Ni}^{63}$  в эвтектике после термоциклирования при температурах  $1075 \rightleftharpoons 700^\circ \text{C}$ , 100 циклов

(из представленных выше) измеряемой характеристикой. С этой целью из одной и той же заготовки, но из участков с различной ориентацией карбидной фазы, вырезались образцы для измерения  $\rho$  с ориентированной и равноосной структурами.

Образец № 1 (рис. 1, *a*) имеет равноосную структуру. Частицы карбида  $(\text{Cr}, \text{Co})_7\text{C}_3$  мелкие, направленность их практически отсутствует. Удельное электросопротивление образца с такой структурой при  $20^\circ \text{C}$  равно  $95,5 \text{ мкОм} \cdot \text{см}$ .

Микроструктура образца № 2 (рис. 1, *б*) в зоне с установившейся скоростью кристаллизации ориентирована вдоль оси образца и представляет дискретные однонаправленные волокна карбида  $(\text{Cr}, \text{Co})_7\text{C}_3$  в матрице. При  $20^\circ \text{C}$   $\rho$  однонаправленно закристаллизованной эвтектической композиции  $(\text{Co}, \text{Cr})-(\text{Cr}, \text{Co})_7\text{C}_3$  равно  $89,8 \text{ мкОм} \cdot \text{см}$ .

Измеренные значения  $\rho$  сплава при нагреве и охлаждении для продольно ориентированной и равноосной структур представлены на рис. 2. Исследованные образцы имеют одинаковый фазовый и химический состав, что подтверждается результатами фазового физико-химического анализа. Однако электросопротивление их по величине и температурному ходу существенно различно, что может быть объяснено только различием структур и, следовательно, различным характером проводимости двухфазной системы – системы с продольным расположением фаз и системы с замкнутыми включениями. Правда в области низких температур характер проводимости двухфазной эвтектической композиции с продольным расположением фаз может быть искажен вследствие возникающих межфазных напряжений, обусловленных различиями коэффициентов теплового рас-

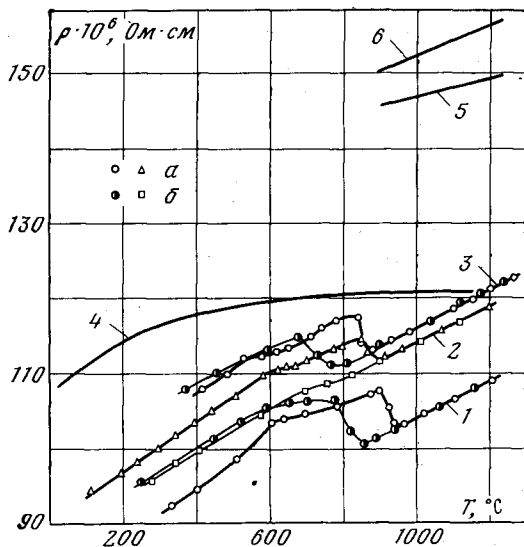


Рис. 2. Удельное электросопротивление сплавов в зависимости от температуры: 1 — матрица эвтектики —  $\text{Co} + 28,5\% \text{Cr} + 0,1\% \text{C}$  ( $\alpha$  — нагрев,  $\beta$  — охлаждение); 2 — направленно закристаллизованная эвтектика ( $\alpha$  — нагрев,  $\beta$  — охлаждение); 3 — равноосная эвтектика ( $\alpha$  — нагрев,  $\beta$  — охлаждение); 4 — карбид  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  [7]; 5 — карбид  $(\text{Cr}, \text{Co})_7\text{C}_3$  — расчет по формуле (1); 6 — карбид  $(\text{Cr}, \text{Co})_7\text{C}_3$  — расчет по формуле (2)

ширения волокон карбида и матрицы [2, 7]. Однако при температурах выше  $900^\circ\text{C}$  термические напряжения практически отсутствуют [1, 12] и в этом случае структура исследованных образцов представляет собой именно те модели, для которых были созданы и широко применяются формулы расчета проводимости смесей и композиций [13]:

структура с продольным расположением фаз

$$\sigma_{\text{спл}}'' = (1 - m_2) \sigma_{\text{м}} + m_2 \sigma_{\text{ф}}, \quad (1)$$

структура с замкнутыми включениями

$$\frac{\sigma_{\text{спл}}}{\sigma_{\text{м}}} = \frac{\nu - (\nu - 1) (1 - m_2^{2/3}) m_2^{1/2}}{\nu - m_2^{1/2} (\nu - 1)}, \quad (2)$$

где  $\sigma_{\text{спл}}$  — эффективная электропроводность сплава;  $\sigma_{\text{м}}$  и  $\sigma_{\text{ф}}$  — электропроводность матрицы и второй фазы соответственно;  $m_2$  — объемная доля включений второй фазы;  $\nu = \sigma_{\text{ф}} / \sigma_{\text{м}}$ .

Поскольку экспериментальные значения  $\sigma_{\text{спл}}$  и  $\sigma_{\text{м}}$  и их температурные зависимости нами измерены (рис. 2, табл. 1 и 2), то с помощью формул (1) и (2) рассчитывалось удельное электросопротивление карбида  $(\text{Cr},$

Таблица 2

Удельное электросопротивление сплава  $\text{Co} - 28,5\% \text{Cr} - 0,1\% \text{C}$

$T, ^\circ\text{C}$	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100	1200
$\rho \cdot 10^6, \text{Om} \cdot \text{cm}$	81,0	83,8	87,3	90,9	94,6	98,2	103,3	104,4	105,7	107,5	103,9	106,3	108,7

$\text{Co}_7\text{C}_3$  состава (вес. %): Cr — 15,2% Co — 8,9% C. Результаты расчетов  $\rho$  по (1) и (2) удовлетворительно совпадают, отличаясь не более чем на 5,5%. Полученные значения представлены на рис. 2 в сравнении с экспериментальными для чистого карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  [7]. Сравнение показывает, что легирование карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  кобальтом существенно повышает его удельное электросопротивление.

Известно, что хром стабилизирует ГПУ-решетку кобальта и в сплаве Co — 28% Cr в интервале температур 870–920°С имеет место аллотропическое превращение  $\epsilon \rightleftharpoons \alpha$  (ГПУ  $\rightleftharpoons$  ГЦК) [5, 6].

Нами исследовано  $\rho$  бинарного сплава Co — 28,5% Cr (содержание углерода в сплаве 0,085%) в интервале температур 20–1200°С (рис. 2, табл. 2).

Выше 900°С наблюдается термический рост  $\rho$  сплава Co — 28,5% Cr ( $\alpha$ -фаза) с температурным коэффициентом  $d\rho/dT$  близким к  $d\rho/dT$  эвтектического сплава с равноосной и направленной структурами и равным  $24,5 \cdot 10^{-3}$  (мкОм·см/град). Форма петли гистерезиса температурной зависимости  $\rho$  бинарного сплава и изменение его величины при нагреве и охлаждении в интервале температур 900–940 и 850–780°С соответственно характерны для поведения электросопротивления металлов при аллотропическом превращении, в частности, в чистом кобальте [11]. Это означает, что гистерезис температурной зависимости  $\rho$  исследованного эвтектического сплава в интервале 670–900°С обусловлен также аллотропическим превращением его матрицы. При этом можно сделать вывод, что присутствие включений карбидов (до ~30% по объему) в матрице сплава Co — 28,4% Cr несущественно изменяет температурные интервалы аллотропического превращения, которые в соответствии с нашими результатами равны для эвтектического сплава: при нагреве 840–900°С, при охлаждении 780–670°С.

Однако наличие ориентированной структуры в эвтектическом сплаве существенно изменяет характер температурной зависимости электросопротивления при температурах ниже 670°С. Если в сплаве с равноосной структурой при охлаждении наблюдается увеличение  $\rho$  и характер его изменения от температуры аналогичен  $\rho(T)$  бинарного сплава при температурах аллотропического превращения и ниже, то в сплаве с направленно ориентированной структурой такое увеличение  $\rho$  при охлаждении в интервале температур аллотропического превращения отсутствует — удельное электросопротивление монотонно уменьшается вплоть до комнатных температур. Однако при нагреве  $\rho$  этой композиции ведет себя аналогично изменению электросопротивления матрицы (Co — 28,5% Cr) и сплава с равноосной структурой — наблюдается уменьшение  $\rho$  в интервале температур аллотропического превращения (рис. 2).

Эти изменения  $\rho$ , происходящие в области температур 600–800°С, несомненно нужно отнести к изменениям, связанным с матрицей эвтектического сплава и влиянием на нее направленно ориентированных волокон карбидной фазы, поскольку удельное электросопротивление карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  не претерпевает аномалий в исследованной области температур [7].

Действительно, исследования  $\rho$  отдельно выплавленной матрицы эвтектического сплава (сплав Co — 28,5% Cr — 0,1% C) в различном исходном состоянии (литое, закалка в воде с 800 и 1000°С, холодная пластическая деформация — 8%) показали, что в интервале 500–700°С в сплаве Co — 28,5% Cr протекают процессы, вызывающие аномальное изменение  $\rho$  (рис. 2, 3). При 600°С наблюдается перелом кривой  $\rho(T)$  (для холоднодеформированного образца — максимум  $\rho$ ) и температурный коэффициент электросопротивления  $d\rho/dT$  уменьшается. При этом в процессе охлаждения как с температур ниже, так и выше температур аллотропического превращения происходит увеличение удельного электросопротивления в сравнении с  $\rho$ , полученного при нагреве, и уменьшение  $d\rho/dT$  в интервале температур 600–800°С. После высокотемпературного нагрева  $\rho$  сплава во-

зрастает при  $20^{\circ}\text{C}$  с 81,0 до 88,5 мкОм·см. Холодная пластическая деформация отожженных образцов сплава  $\text{Co} - 28,5\% \text{Cr}$  и закалка в воде с  $1000^{\circ}\text{C}$  приводят к значительному ( $\sim 4\%$ ) уменьшению их электросопротивления при комнатной температуре. В то же время  $\rho$  образца сплава, закаленного в воде после отжига при  $850^{\circ}\text{C}$  увеличивается на 3,8% по сравнению с электросопротивлением образца в исходном состоянии.

Повышение  $\rho$  при низкотемпературном отжиге после деформации или закалки обнаружены также в твердых растворах сплавов, у которых хотя бы один из компонентов является переходным металлом [14]. Аномальное изменение электросопротивления при нагреве твердых растворов сплавов (например  $\text{Ni}-\text{Cr}$ ), находящихся в метастабильном состоянии (после закалки или холодной пластической деформации), связывали с возникновением особого  $K$ -состояния [15, 16]. Однако многочисленными исследованиями, как теоретическими, так и экспериментальными, показано, что рост электросопротивления при отжиге твердых растворов вызывается появлением либо различных форм ближнего порядка, либо неоднородностей, приводящих к изменению электронной структуры, а также сечения рассеяния электронов проводимости [17].

О существовании ближнего порядка в гексагональных твердых растворах на основе кобальта имеются данные [18, 19], в которых методом измерения интенсивности диффузного рассеяния рентгеновских лучей показано, что в сплавах  $\text{Co} - 25 \text{ ат.}\% \text{Re}$  и  $\text{Co} - 20 \text{ ат.}\% \text{Ir}$  возникает ближний порядок (после отжига при  $600^{\circ}\text{C}$ ) с преимущественным соседством разноименных атомов.

Таким образом, судя по характеру изменения  $\rho$  в гексагональных сплавах  $\text{Co} - \text{Cr}$  с 28,5% Cr, аномалия  $\rho$ , возможно, связана с образованием областей ближнего порядка или других неоднородностей при отжиге в интервале  $600-850^{\circ}\text{C}$ .

Очевидно, аналогичные процессы протекают и в матрице эвтектического сплава  $(\text{Co}, \text{Cr}) - (\text{Cr}, \text{Co})_7\text{C}_3$ . При этом в эвтектике с ориентированной структурой, в которой вследствие высокой анизотропии роста карбидов  $(\text{Cr}, \text{Co})_7\text{C}_3$  [20] волокна карбидов растут строго в одном кристаллографическом направлении и образуют жесткую карбидную сетку, при охлаждении после отжига при температурах  $600-850^{\circ}\text{C}$  возникают термические напряжения, обусловленные различием коэффициентов термического расширения фаз. Термические межфазные напряжения могут превысить предел текучести матрицы и вызвать микропластическую деформацию матрицы [2]. Таким образом, в эвтектическом направленно закристаллизованном сплаве  $(\text{Co}, \text{Cr}) - (\text{Cr}, \text{Co})_7\text{C}_3$  при охлаждении с температур  $850^{\circ}\text{C}$  процесс пластического деформирования матрицы ( $\text{Co} - 28,5\% \text{Cr}$ ), по-видимому, будет препятствовать возникновению различных неоднородностей в матрице сплава и удельное электросопротивление направленной эвтектики монотонно уменьшается вплоть до комнатных температур (рис. 2). В то же время в эвтектическом сплаве с обычной структурой остаточные термические напряжения несутельственны и характер изменения  $\rho(T)$  аналогичен температурному ходу электросопротивления сплава  $\text{Co} - 28,5\% \text{Cr}$ .

Для выявления других возможных факторов, вызывающих аномальное

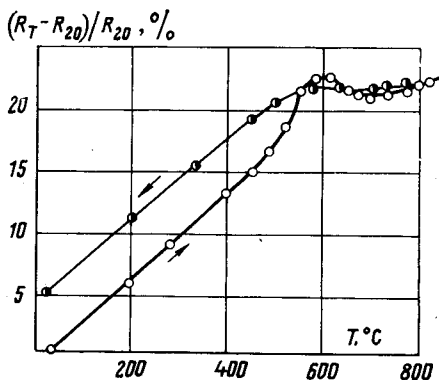


Рис. 3. Электросопротивление сплава  $\text{Co} + 28,5\% \text{Cr}$  при нагреве и охлаждении после холодной пластической деформации

уменьшение электросопротивления при охлаждении однонаправленной эвтектики (Co, Cr) — (Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, проводились металлографическое и автордиографическое (с использованием радиоактивного изотопа Ni<sup>63</sup>) исследования структурных особенностей эвтектики после термоциклирования в интервале температур, включающих аллотропическое превращение матрицы.

Напряжения и деформации, возникающие при фазовом превращении в условиях высоких температур, способствуют образованию равновесной дислокационной структуры. Многократные переходы через температуру полиморфного превращения приводят в ряде случаев к появлению четко выраженной субзеренной структуры, как показано на титане и его сплавах [21, 22], а также на железе [23]. Возникающая при этом химическая неоднородность термически очень стабильна по отношению к последующему нагреву. Однако нагрев выше температуры фазового перехода  $\epsilon \rightarrow \alpha$  способствует выражению неравномерности состава.

Металлографическое и автордиографическое исследования показали, что при термоциклировании (600—1100°С, 100 циклов) в матрице исследуемого направленно закристаллизованного эвтектического сплава образуется субструктура, которая особенно четко выявляется с помощью изотопа Ni<sup>63</sup> [24], значительно обогащающего границы субзерен (Ni<sup>63</sup> гальванически наносили на поверхность образца до термоциклирования и изучали последовательно распределение изотопа в процессе термоциклирования).

На автордиограмме «поливом» (слой эмульсии, чувствительной к  $\beta$ -излучению, наносится непосредственно на микрошлиф) отчетливо видно (рис. 1,  $\epsilon$ ), что проявленные эмульсионные кристаллы образуют замкнутые контуры, соответствующие субграницам. В то же время после обычного диффузионного отжига при 1070°С Ni<sup>63</sup> равномерно распределяется в матрице сплава [4], что свидетельствует об отсутствии каких-либо дефектов структуры матрицы.

Таким образом, никель как примесь замещения закрепляется в результате термоциклирования на субграницах. Это еще более характерно для примесей внедрения [25], в частности для углерода, который содержится в матрице в растворенном состоянии до 0,1%.

Не исключена возможность протекания подобного процесса накопления и упорядочения дефектов с образованием субструктуры в результате нескольких нагревов и охлаждений при измерениях электросопротивления направленно закристаллизованного эвтектического сплава (Co, Cr) — (Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Действительно, в матрице образцов, на которых проводили измерения  $\rho$ , обнаруживаются отдельные, вновь появившиеся границы (рис. 1,  $a$ ) и выпадение вторичных карбидов, т. е. имеет место обеднение твердого раствора Co—Cr примесями, что должно приводить к уменьшению электросопротивления однонаправленной эвтектики.

Таким образом, «конкуренция» выше перечисленных факторов и будет, по-видимому, определять, помимо чисто термического эффекта, величину и температурную зависимость удельного электросопротивления направленно закристаллизованного эвтектического сплава (Co, Cr) — (Cr, Co)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>.

Москва

Поступила в редакцию  
6 II 1979

#### ЛИТЕРАТУРА

1. E. R. Thompson, D. A. Koss, J. C. Chesnutt. Met. Trans. 1, № 10, 2807, 1970.
2. А. И. Сомов, М. А. Тихоновский. Эвтектические композиции. «Металлургия», 1975.
3. E. R. Thompson, F. D. Lemkey. Met. Trans., 1, № 10, 2799, 1970.
4. С. З. Бокштейн, Н. П. Зюлина, Л. М. Мирский. ФММ, 42, вып. 6, 1221, 1976.
5. М. Хансен, К. Андерко. Структура двойных сплавов, 1. Metallurgizdat, 1962.



6. W. Krajewski, J. Krüger, H. Winterhager. Metall, B.24, H.5, 480, 1970.
  7. Г. В. Самсонов. Тугоплавкие соединения. Metallurgizdat, 1963.
  8. A. V. Logunov, A. I. Kovalev. High Temp. - High Press., 5, 625, 1973.
  9. А. В. Логунов, Н. В. Петрушин. ТВТ, 13, № 1, 100, 1975.
  10. А. И. Ковалев, А. В. Логунов. В кн. Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов, 1. «Машиностроение», 1971, стр. 323.
  11. А. В. Логунов, Н. В. Петрушин, А. И. Ковалев, И. М. Хацинская. ИФЖ, 29, № 4, 609, 1975.
  12. D. A. Koss, S. M. Copley. Met. Trans., 2, № 6, 1557, 1971.
  13. Г. Н. Дульнев, Ю. П. Заричняк. Теплопроводность смесей и композиционных материалов. «Энергия», Л., 1974.
  14. В. Кестер, П. Розолл. В кн. Тонкая структура и свойства твердых растворов (под ред. Я. П. Селицкого). «Металлургия», 1968, стр. 3.
  15. H. Thomas. Z. Metallkunde, Bd. 41, № 6, 185, 1950.
  16. Б. Г. Лифшиц. Изв. АН СССР, сер. физич., 21, № 9, 1225, 1957.
  17. В. И. Иверонова, А. А. Кацнельсон. Ближний порядок в твердых растворах. «Наука», 1977.
  18. С. А. Веремчук, А. А. Кацнельсон, В. М. Авдюжина, С. В. Свешников. ФММ, 39, вып. 6, 1324, 1975.
  19. В. Б. Бернгард, С. А. Веремчук, А. А. Кацнельсон, В. В. Куприна. ФММ, 37, вып. 1, 215, 1974.
  20. P. R. Shat, M. Lorens. J. Mater. Sci., 7, 793, 1972.
  21. С. З. Бокштейн. Строение и свойства металлических сплавов. «Металлургия», 1971, стр. 196.
  22. С. З. Бокштейн, Л. М. Мирский, Н. П. Зюлина, О. В. Маркович. Изв. АН СССР, Металлы, № 3, 118, 1976.
  23. И. Г. Иванцов, А. М. Бликин. В кн. Материалы совещания по вопросам получения и исследования чистых металлов. Изд. ХГУ, Харьков, 1977, стр. 84.
  24. С. З. Бокштейн, С. Т. Кишкин, Л. И. Мороз. В кн. Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов, 1. «Машиностроение», 1971, стр. 25.
  25. Ж. Шодрен. В кн. Сверхчистые металлы. «Металлургия», 1966, стр. 134.
-