

И. И. КОРНИЛОВ и Р. С. МИНЦ

## ДИАГРАММА ПЛАВКОСТИ СИСТЕМЫ Ni — Cr — NiAl

(Представлено академиком И. И. Черняевым 12 XII 1953)

Исследование диаграммы состояния двойной системы Cr — NiAl<sup>(1)</sup> показало возможность сингулярной триангуляции общей тройной системы Ni — Cr — Al и выделения вторичной системы Ni — Cr — NiAl как объекта самостоятельного исследования. При изучении тройной системы Ni — Cr — NiAl в качестве исходных двойных служили: система Ni — Cr, система Ni — NiAl и система Cr — NiAl. Система Ni — Cr<sup>(2)</sup> представляет собой двойную систему с эвтектикой при 51 вес. % Cr и 1340° и взаимной ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (см. рис. 1, I). Растворимость Cr в Ni при 1200° 42 вес. %; при комнатной температуре 30 вес. %; растворимость Ni в Cr 12 и 5 вес. %, соответственно. Последним (1952 г.) исследованием<sup>(3)</sup> диаграммы состояния системы Ni — Cr установлено наличие полиморфного превращения хрома при 1830° и связанного с ним эвтектоидного превращения при 1180°; эвтектоидная точка находится при 65 вес. % Cr. Температура плавления чистого хрома определена в 1920°. Кривые растворимости не изучались. Система Ni — Al<sup>(4, 5)</sup> содержит четыре химических соединения: Ni<sub>3</sub>Al, NiAl, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> и NiAl<sub>3</sub>, из которых только соединение NiAl имеет открытый максимум при 1640°, остальные плавятся инконгруентно (рис. 1, II). Наличие на диаграмме состояния системы Ni — Al устойчивого химического соединения NiAl позволяет рассматривать систему Ni — NiAl как вторичную двойную систему. Ликвидус системы Ni — NiAl состоит из двух ветвей, пересекающихся в эвтектической точке при 1385° и 13,3 вес. % Al. Как со стороны Ni, так и со стороны NiAl имеются области твердых растворов, границы которых изменяются с температурой. При 1395° в результате перитектической реакции образуется химическое соединение Ni<sub>3</sub>Al, дающее узкую область твердых растворов как с Ni, так и с Al. При комнатной температуре растворимость Al в Ni составляет около 2,5 вес. % Al, при 1200° 11 вес. %; растворимость Ni в NiAl при 1200° 13 и 18%, соответственно. Система Cr — NiAl (рис. 1, III) представляет собой псевдодвойную систему с взаимными ограниченными растворимостями в твердом состоянии и эвтектикой при 38 вес. % Cr и 1445°. Растворимость соединения NiAl в Cr при комнатной температуре 10 вес. %, при 1200° 30 вес. %; растворимость Cr в NiAl, соответственно, 5 и 10%.

После окончания экспериментальной части данной работы в печати появилась статья Тейлора и Флойда<sup>(6)</sup>. Без построения разреза Cr — NiAl авторы статьи рассматривают систему Ni — Cr — NiAl как самостоятельную. Изучение системы Ni — Cr — NiAl было проведено нами после построения диаграммы состояния псевдодвойной системы Cr — NiAl. Тейлор и Флойд рентгеновским и микроструктурным методами установили выделение в системе Ni — Cr — NiAl трех твердых растворов, основанных на Ni ( $\gamma$ ), NiAl ( $\beta$ ) и Cr ( $\alpha$ ). Система Ni — Cr — NiAl представляет собой эвтектическую систему. Температура тройной эвтектики

$1320 \pm 20^\circ$ , состав эвтектической точки лежит вблизи 45 ат. % Ni, 40 ат. % Cr и 15 ат. % Al.

Исследование диаграммы плавкости системы Ni — Cr — NiAl проводилось методом термического анализа и изучением микроструктуры. Сплавы для термического анализа приготавливались из электролитических хрома и никеля и лигатуры Ni — Al (38 вес. % Al). Плавка велась в высокочастотной печи открытым способом в корундовых тиглях при

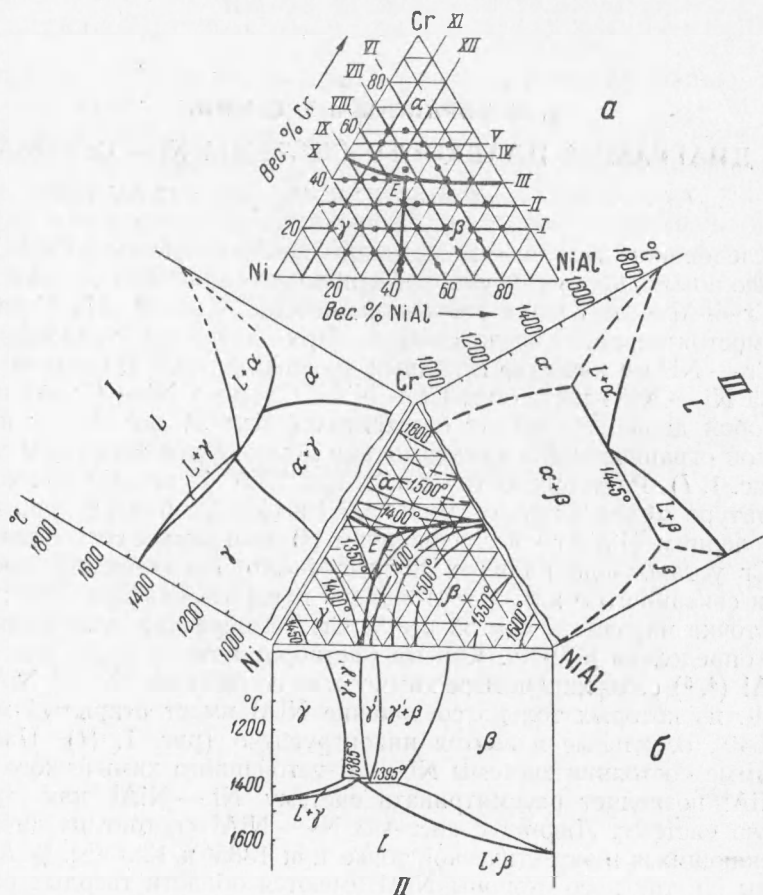


Рис. 1

навеске 50 г. Для защиты от окисления применялся основной флюс, состоящий из окисей алюминия, магнезия и кальция, которые в отношении  $Al_2O_3 : MgO : CaO = 48 : 7 : 45$  образуют эвтектику с т. пл.  $1345^\circ$ . Запись кривых охлаждения производилась на пирометре Курнакова. После термического анализа слитки разрезались вдоль на 4 части и подвергались ступенчатой термической обработке по следующему режиму:  $1250^\circ$  3 часа,  $1000^\circ$  3 суток,  $800^\circ$  7 суток, далее охлаждение в печи. Микроструктура исследовалась в литом состоянии, а также после закалки с  $1250$ ,  $1000$ ,  $800^\circ$  и в отожженном состоянии. Травление шлифов производилось в смеси соляной и серной кислот с добавлением медного купороса. Были исследованы сплавы разрезов с постоянным содержанием 20, 30, 40, 50 и 55 вес. % Cr; 20, 30, 40, 50 и 60 вес. % Ni и 10 и 20 вес. % NiAl (рис. 1 а). Построение линий ликвидуса по данным термического анализа показало следующее. Ликвидус разрезов, параллельных стороне Ni — Al, до 40 вес. % Cr состоит из двух нисходящих ветвей, пересекающихся в одной точке. Температура точек пересечения ветвей ликвидуса при уве-

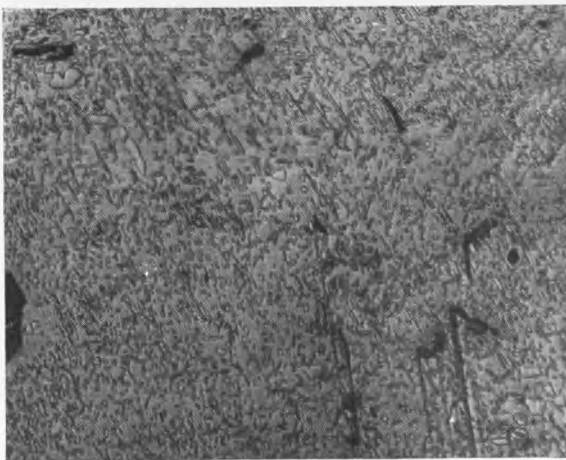


Рис. 2. Сплав 50 вес. % Cr, 40% Ni, 10% NiAl  
после отжига;  $\times 300$

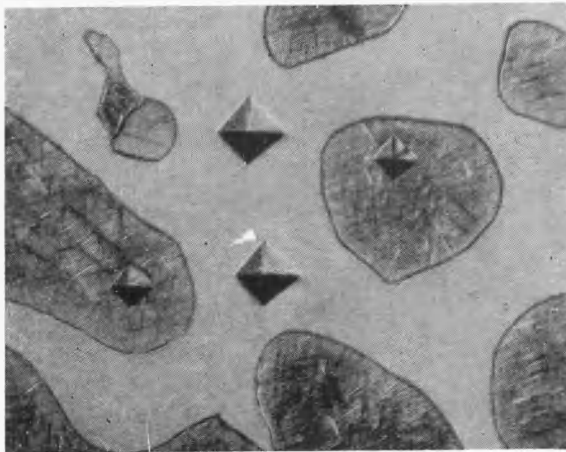


Рис. 3. Сплав 10 вес. % Cr, 51% Ni, 39% NiAl  
( $\gamma + \beta$ );  $\times 300$

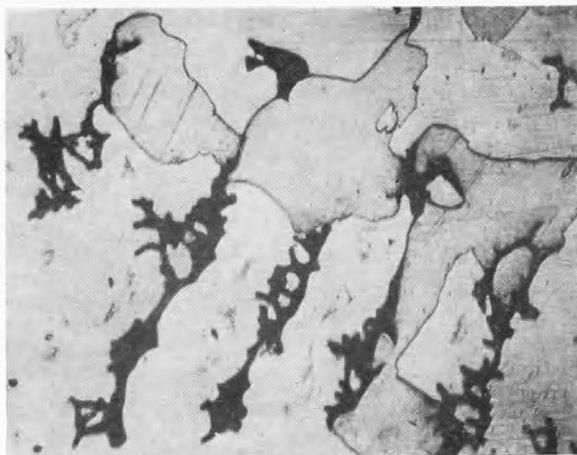


Рис. 4. Сплав 57 вес. % Ni, 43% NiAl ( $\gamma + \beta$ );  $\times 300$

личении содержания Cr снижается от  $1360^\circ$  для двойной системы Ni—Al до  $1308^\circ$  для разреза с постоянным содержанием 40 вес. % Cr. При содержаниях 45, 50 и 55 вес. % Cr линия ликвидуса имеет только одну ветвь, поднимающуюся от стороны Ni—Cr к стороне Cr—NiAl. Сплавы с содержанием более 60 вес. % Cr термическим анализом не исследовались ввиду высокой температуры плавления и разъедания корундизовых колпачков. Линия ликвидуса разрезов с постоянным содержанием 10, 20 и 30 вес. % Ni также состоит из двух ветвей, пересекающихся в одной точке. Температура точки пересечения ветвей ликвидуса с увеличением содержания никеля снижается.

Поверхность ликвидуса системы Cr—Ni—NiAl (рис. 1 б), построенная путем ортогонального проектирования линий ликвидуса изученных разрезов на треугольник составов, содержит четыре поля первичной кристаллизации, соответственно выделению фаз:  $\alpha$ -твердый раствор Ni и Al на основе Cr,  $\beta$ -твердый раствор Ni и Cr на основе NiAl,  $\gamma$ -твердый раствор Cr и Al на основе Ni;  $\gamma'$ -твердый раствор Cr, Ni и Al на основе  $Ni_3Al$ . Ввиду малой протяженности поля  $\gamma'$ , исследование поверхности кристаллизации фазы  $\gamma'$  не проводилось. Линия вторичной кристаллизации  $\gamma' + \beta$  на диаграмме проведена пунктиром. Три линии двойной кристаллизации  $\gamma + \beta$ ,  $\beta + \alpha$ , и  $\gamma + \alpha$  при понижении температуры пересекаются в эвтектической точке E при температуре  $1300^\circ$  и составе 41% Cr, 33% Ni и 26% NiAl. Микроструктура сплава с 70% Cr, 17% Ni и 13% NiAl, лежащего в поле первичной кристаллизации фазы  $\alpha$ , после закалки с  $1250^\circ$  и электролитического травления показывает гомогенный твердый раствор, что доказывает первичную кристаллизацию хромового твердого раствора. Сплав с 30% Cr, 65% Ni и 5% NiAl, находящийся в поле первичной кристаллизации фазы  $\gamma$  в литом состоянии, представляет  $\gamma$ -твердый раствор с дендритной ликвацией; в отожженном состоянии он имеет полигональную структуру гомогенного твердого раствора. Сплав с 20% Cr, 55% Ni и 25% NiAl, закаленный с  $1250^\circ$ , также показывает гомогенный твердый раствор, в процессе отжига распадающийся (см. рис. 1). В сплаве с 20% Cr, 50% Ni и 30% NiAl первично кристаллизуется фаза  $\gamma$ , а затем одновременно  $\gamma + \beta$ . Сплав с 30% Cr, 10% Ni и 60% NiAl, лежащий в поле первичной кристаллизации фазы  $\beta$ , по отношению к никелевому углу является заэвтектическим. В литом состоянии он состоит из крупных первичных зерен  $\beta$  и залегающей между ними эвтектики  $\beta + \alpha$ . Сплав с 30% Cr, 35% Ni и 35% NiAl находится в поле первичной кристаллизации фазы  $\beta$ , в соответствии с чем в литом образце имеются первичные выделения фазы  $\beta$ . В закаленном с  $1300^\circ$  состоянии этот сплав состоит из фазы  $\beta + \gamma$ , а в отожженном он трехфазный. В части диаграммы Ni—Cr—NiAl между эвтектической точкой E и стороной Ni—Cr сплавы, содержащие в структуре эвтектику, не были найдены. Сплав с 50% Cr, 40% Ni и 10% NiAl (см. рис. 2) и другие, близко к нему расположенные, показали очень мелкую структуру, подобную эвтектоидной. Это позволяет считать диаграмму состояния системы Ni—Cr с эвтектоидом <sup>(3)</sup> более вероятной, чем диаграмму без эвтектоидного превращения <sup>(2)</sup>.

Сплавы, лежащие в части системы Ni—Cr—NiAl, примыкающей к стороне Cr—NiAl, легко делятся на доэвтектические по отношению к компоненту NiAl и заэвтектические. Так, сплав с 35% Cr, 10% Ni и 55% NiAl в литом состоянии показывает первичные выделения  $\beta$  (темные) и эвтектику  $\beta + \alpha$ , а сплав с 45% Cr, 20% Ni и 35% NiAl также в литом состоянии показывает первичные выделения фазы  $\alpha$  и эвтектику  $\alpha + \beta$ . В отожженном состоянии заэвтектический сплав с 50% Cr, 20% Ni и 30% NiAl показывает распад фазы  $\alpha$ . Особый интерес представляет рассмотрение микроструктур разреза системы Ni—Cr—NiAl, проходящего от Cr к соединению  $Ni_3Al$ . Как было сказано ранее, сплавы с высоким содержанием Cr исключаются из рассмотрения ввиду сильной загрязнен-

ности газовыми включениями, которые затрудняют микроскопический анализ. Были изучены сплавы разреза Cr — Ni<sub>3</sub>Al от 70 до 0% Cr. Сплавы с содержанием 70—50% Cr двухфазные. Литой сплав с 40% Cr двухфазный ( $\gamma + \beta$ ), а отожженный содержит эвтектоидообразную структуру. Отожженные сплавы с 30 и 20% Cr носят отпечатки превращений в твердом состоянии. Сплав с 10% Cr, 51% Ni и 39% NiAl (см. рис. 3) при 1250° состоит из первичных выделений фазы  $\beta$  в основном поле фазы  $\gamma$ , что доказано измерением микротвердости фаз (5). Эта структура замечательна тем, что дает основание однозначно решить вопрос о фазах, участвующих в реакции образования соединения Ni<sub>3</sub>Al. Из данной микро-структуры и структуры литого сплава с 0% Cr, 57% Ni и 43% NiAl (см. рис. 4) следует, что перитектическая реакция образования соединения Ni<sub>3</sub>Al происходит между расплавом и фазой  $\beta$  (NiAl) (6), а не между расплавом и никелевым  $\gamma$ -твердым раствором (5).

Поступило  
19 XI 1953

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> И. И. Корнилов, Р. С. Минц, Изв. СФХА, **22**, 111 (1953).  
<sup>2</sup> С. Н. М. Jenkins and oth., Iron and St. Inst., **86**, 193 (1937). <sup>3</sup> D. S. Bloom, N. J. Grant, J. of Met., **3**, No. 11, 1009 (1951). <sup>4</sup> J. Schramm, Zs. Metallkunde, **33**, 347 (1941). <sup>5</sup> W. O. Alexander, N. A. Vaughan, Inst. Met., **61**, 247 (1937).  
<sup>6</sup> A. Taylor, R. W. Floyd, J. Inst. Met., **81**, 9, 481 (1953).