

07

Структура, микротвердость и прочность направленно закристаллизованного сплава Al–Ge

© Л.И. Деркаченко, Б.Н. Корчунов, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов, В.В. Шпейзман

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: s.nikanorov28@mail.ru, kolosvl@rambler.ru

(Поступила в Редакцию 17 июля 2013 г.)

Исследованы структура, микротвердость и прочность бинарного направленно закристаллизованного сплава алюминия с 35, 43, 53, 57, 64 wt.% германия. Показано, что микротвердость эвтектики постоянна в исследованной области составов. Микротвердость первичных кристаллов твердого раствора германия в алюминии дендритной структуры возрастает с содержанием германия. Однако разница в микротвердости эвтектики и дендритов, определенная для каждого состава на одном образце, не превышает погрешности измерений. Предполагается, что изменение прочности сплава с составом в доэвтектической области определяется перераспределением объемных долей эвтектики (α -Al и эвтектический германий) и доменов первичных кристаллов твердого раствора. Эта зависимость может быть описана правилом смеси. Выше эвтектического состава сплав разрушается хрупко, прочность, по-видимому, зависит не только от содержания компонентов, но и от формы и ориентации первичных кристаллов германия.

1. Введение

Структура и механические свойства бинарного сплава Al–Ge в зависимости от содержания германия интересны при анализе свойств сплавов с равновесной диаграммой, имеющей эвтектический состав и ограниченную растворимость компонентов. Структуры и свойства сплавов алюминия с кремнием, являющихся основой многих материалов, широко используемых в автомобильной, тракторной, авиационной технике, исследованы достаточно полно [1–3]. Механические свойства сплава Al–Ge и влияние различных факторов на них исследовались только для отдельных составов (см., например, [4]). Более широко изучалось влияние на механические свойства Al–Ge старения, обусловленного процессом выпадения германия из α -Al-твердого раствора [5,6]. Цель настоящей работы заключается в исследовании структуры и механических свойств сплава Al–Ge как до-, так и заэвтектических составов, полученных при направленном затвердевании расплава.

2. Методики

При традиционном литье в песок или форму сплав имеет нерегулярную структуру, непостоянную по объему, оказывающую неконтролируемое влияние на свойства. Поэтому в настоящей работе использован процесс направленного затвердевания сплава методом Степанова [7]. Кристаллизация этим методом имеет ряд преимуществ по сравнению с другими жидкофазными методами. Процесс более устойчив, чем, например, в случае метода Чохральского. Форма и размеры вытягиваемого из расплава изделия постоянны, затвердевание происходит при постоянной скорости вытягивания. Интерфейс между жидкой и твердой фазами и температурный градиент

вблизи интерфейса постоянны. Это обеспечивает постоянство структуры вдоль всех исследуемых образцов.

Ленты длиной около 0.5 м с поперечным сечением 15×3 мм вытягивались из Al–Ge-расплава через формообразователь в виде петли из стальной проволоки при воздушном струйном охлаждении. Скорость вытягивания была около 10^2 $\mu\text{m/s}$. Использовались алюминий и германий высокой чистоты (99.99 wt.%). Из лент с содержанием германия в алюминии 35, 43, 53, 57 и 64 wt.% изготавливались образцы для испытаний на растяжение длиной 60 мм с рабочей частью длиной 20 мм и сечением 3×3 мм. Микроструктура и микротвердость образцов по Виккерсу H_V исследовались на полированных нетравленных образцах. Микротвердость определялась с использованием микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 10 г на индентор. Ошибка измерений была около 10%.

Деформационные испытания проводились на универсальной испытательной машине Инстрон 1342. Скорость движения захватов при растяжении была равна $6 \mu\text{m/s}$, что соответствовало скорости деформации $3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Испытания на растяжение и исследование микротвердости проводились после старения выращенных из расплава образцов в течение 250 дней при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

Микрофотографии продольных сечений образцов приведены на рис. 1. Матрицей всех образцов является эвтектика, состоящая из изогнутых темных игольчатых кристаллов германия (темные области) и кристаллов твердого раствора германия в α -Al (светло-серые области). В матрице образцов с 35 и 43 wt.% Ge находятся первичные кристаллы α -Al дендритной структуры. Их

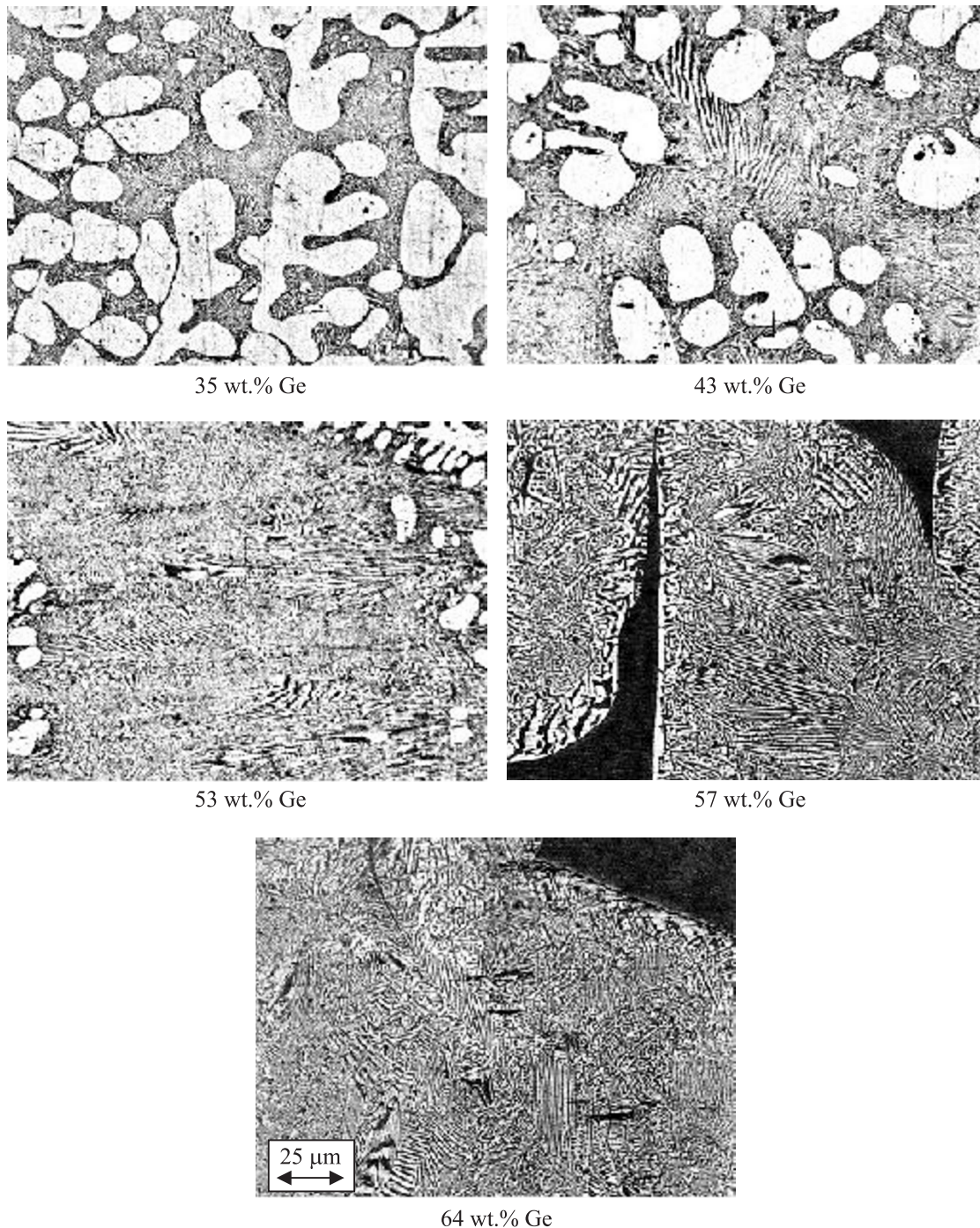


Рис. 1. Изменение микроstructures сплавов Al–Ge в зависимости от содержания германия (продольные сечения).

объемная доля уменьшается с ростом содержания германия. Структура образца сплава Al–53 wt.% Ge близка к эвтектической. В ней наблюдаются лишь отдельные вкрапления дендритных кристаллов. Образцы с 57 и 64 wt.% Ge имеют заэвтектическую структуру с отдельными первичными крупными кристаллами Ge в виде тонких пластин размером ~ 1 mm (черного цвета). Вокруг первичных кристаллов германия наблюдаются ободки из кристаллов фазы α -Al. Можно предположить,

что образование таких ободков связано с пересыщением граничащей с быстро растущим кристаллом германия жидкофазной области атомами Al вследствие малого влияния диффузии при данной скорости затвердевания. Заметного изменения структуры эвтектической матрицы во всей исследованной области составов не наблюдается.

На рис. 2 показана микротвердость по Виккерсу эвтектической матрицы образцов с разным содержанием германия. Видно, что H_V эвтектики постоянна в

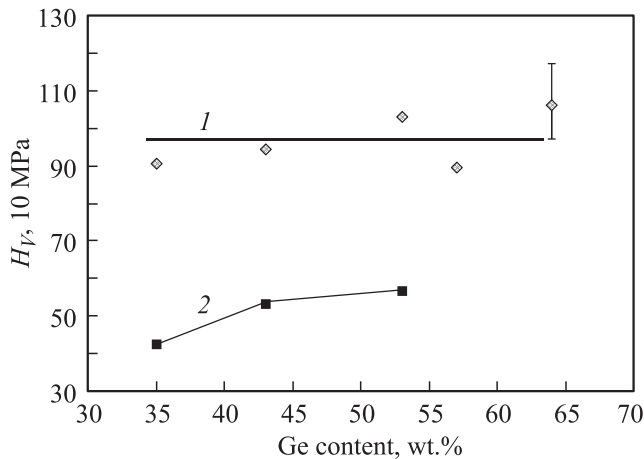


Рис. 2. Зависимость микротвердости по Виккерсу для эвтектики от содержания германия. 1 — эвтектика α -Al+Ge, 2 — первичные кристаллы α -Al дендритной структуры.

пределах погрешности измерений в широкой области составов сплава и в среднем равна ~ 970 МПа. Микротвердость H_V дендритов α -Al доэвтектического сплава показана для трех составов. Видно увеличение H_V при возрастании содержания германия от 35 до 43 wt.%. Далее это увеличение останавливается. Подобное возрастание H_V первичных кристаллов α -Al дендритной структуры с составом изучено в [8]. Оно объясняется ликвацией первичных кристаллов α -Al при дендритном росте. Частично это явление может вызываться также выпадением германия из насыщенного или пересыщенного твердого раствора. Микротвердость кристаллов германия на шлифе с 64 wt.% германия равна 9940 МПа. Отношение средних значений H_V эвтектики и дендритов равно 1.9. Это отношение для каждого из трех составов отличается от среднего не более чем на 10%. Поэтому можно считать, что при увеличении содержания германия в доэвтектическом сплаве состав и структура эвтектики, состоящей из α -Al-твердого раствора и волокнистого германия, и первичных дендритных кристаллов α -Al не изменяются, происходит только перераспределение объемных долей этих компонентов, рост доли эвтектики и уменьшение доли первичных кристаллов. По-видимому, в заэвтектической области составов при увеличении содержания германия происходит уменьшение объемной доли эвтектики и увеличение доли первичных кристаллов германия.

Испытания на растяжение показали, что с увеличением содержания германия разрушающие напряжения растут в сплавах до ~ 53 wt.% (28.5 at.%), что соответствует эвтектическому составу. При дальнейшем увеличении содержания германия наблюдается резкое падение напряжений. На рис. 3 показаны диаграммы для сплава почти эвтектического состава (53 wt.% Ge) и заэвтектического состава (57 wt.% Ge). Видно, что в случае заэвтектического сплава происходит хрупкое разрушение без заметных признаков пластической де-

формации. В сплавах с меньшим содержанием германия наблюдается отклонение от закона Гука. В случае сплава с 53 wt.% Ge пластическая деформация перед разрывом составляла $\sim 0.025\%$.

На рис. 4 показана зависимость предельной прочности при растяжении от состава сплавов по данным диаграмм растяжения. В случае доэвтектических сплавов наблюдается равномерный рост прочности с увеличением содержания германия. Он объясняется увеличением объемной доли более прочной эвтектики и соответствующим уменьшением доли более пластичных первичных кристаллов α -Al дендритной структуры. Такая зависимость описывается правилом смеси

$$\sigma_B = \sigma_\alpha V_\alpha + \sigma_e V_e, \quad (1)$$

где V_α — объемная доля первичных дендритных кристаллов α -Al-твердого раствора, $V_e = 1 - V_\alpha$ — объемная доля эвтектики. Эти величины могут быть найдены из фазовой диаграммы по правилу рычага. Величина σ_α

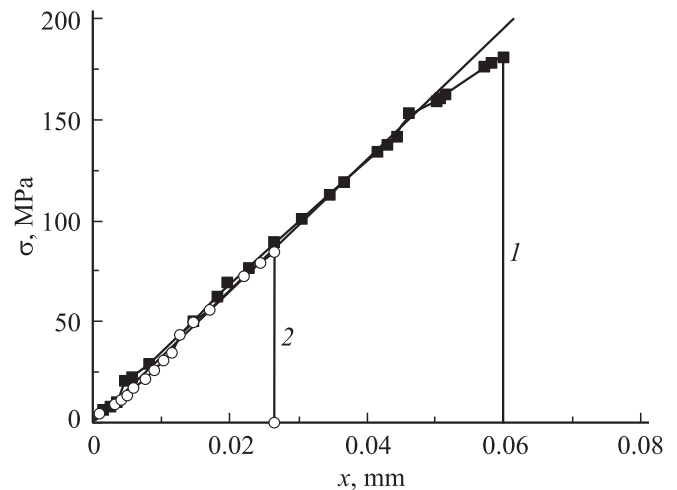


Рис. 3. Диаграммы растяжения в координатах нагрузка–перемещение захвата испытательной машины сплава Al–Ge. 1 — 53 wt.% Ge, 2 — 57 wt.% Ge.

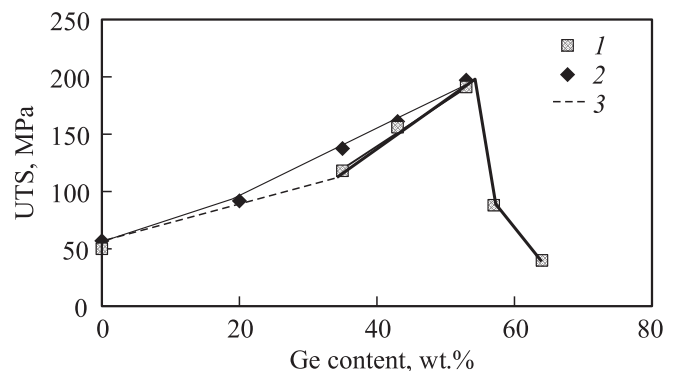


Рис. 4. Зависимости временного предела прочности (UTS) при растяжении от содержания германия. 1 — эксперимент, 2 — расчет по правилу смеси, 3 — экстраполяция к прочности чистого алюминия [9].

равна предельной прочности σ_B дендритных кристаллов α -Al-твердого раствора. Она может быть найдена экстраполяцией экспериментальной зависимости σ_B от исследованной концентрации Ge к предельной концентрации насыщения α -Al-твердого раствора. За отсутствием этих данных использовано значение предельной прочности на растяжение для алюминия высокой чистоты (99.99 wt.%) [7]. Величина σ_e равна предельной прочности σ_B эвтектики (для 53 wt.% Ge). Рассчитанная при $\sigma_\alpha = 50$ МПа и $\sigma_e = 191$ МПа зависимость σ_B от содержания Ge показана на рис. 4 и хорошо согласуется с экспериментом.

В случае заэвтектических сплавов наблюдается неравномерная зависимость σ_B от состава. Это может быть связано с тем, что хрупкое разрушение определяется не только концентрацией хрупких первичных кристаллов германия, но и их формой и ориентацией относительно приложенных напряжений.

Следует отметить, что закономерности изменения прочности сплава алюминия с германием при росте содержания второго компонента аналогичны тем, которые наблюдаются для сплава Al–Si. Они имеют подобные равновесные фазовые диаграммы, но область доэвтектического состава в Al–Ge превосходит такую область для Al–Si более чем в 4 раза.

Список литературы

- [1] Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. Сплавы алюминия с кремнием. *Металлургия*, М. (1977). 271 с.
- [2] M. Tiryakioglu, J.T. Staley. In: *Handbook of aluminum*. V. 1. Physical metallurgy and processes / Eds G.E. Totten, D.S. Mac Kenzie. Marcel Dekker, N.Y.–Basel (2003). P. 81.
- [3] С.П. Никаноров, Л.И. Деркаченко, Б.К. Кардашев, Б.Н. Корчунов, В.Н. Осипов, В.В. Шпейзман. *ФТТ* **55**, 1119 (2013).
- [4] A.H.M. Hammad, K.A. Padmanabhan, G. Van Tendeloo, T.R. Anantharaman. *Z. Metallkunde*, **78**, 103 (1987).
- [5] M.V. Castro Riglos, A.J. Tolley, V. Radmilovic. *Congreso SAM/CONAMET*. San Nicolas (2007). P. 1853.
- [6] B. Dracup, P.E. Turchi, V. Radmilovic, U. Dahmen, J.W. Morris, Jr. *Met. Mater. Trans. A* **35A**, 8, 2305 (2004).
- [7] S.P. Nikanorov, V.V. Peller. In: *Handbook of aluminum*. V. 1. Physical metallurgy and processes / Eds G.E. Totten, D.S. Mac Kenzie. Marcel Dekker, N.Y.–Basel (2003). P. 695.
- [8] В.М. Глазов, В.Н. Вигдорович. *Микротвердость металлов*. *Металлургия*, М. (1969). 247 с.
- [9] A. Sverdlin. In: *Handbook of aluminum*. V. 1. Physical metallurgy and processes / Eds G.E. Totten, D.S. Mac Kenzie. Marcel Dekker, N.Y.–Basel (2003). P. 71.