

## ВЛИЯНИЕ ХАРАКТЕРА СТРУКТУРЫ НЕКОТОРЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ НА ИХ СВОЙСТВА ПРИ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Применяемые в промышленности жаропрочные сплавы обладают, как правило, гетерогенной структурой: наряду с первичными кристаллами основного металла или твердого раствора в их структуре находятся кристаллы вторых фаз. Изменяя химический состав сплавов и условия их кристаллизации в процессе литья или же применяя ту или иную термическую обработку, можно менять степень гетерогенности и структурное состояние сплавов, величину зерна основного металла, форму, характер распределения и дисперсность избыточных фаз. Подобные изменения в структуре будут в сильной степени отражаться на свойствах сплавов и при обычных, и при повышенных температурах.

Большое значение гетерогенизации структуры литых сплавов в их упрочнении при высоких температурах отмечается в работах А. А. Бочвара [1], который считает, что при температуре выше  $0,6 T_{пл}$  жаропрочность достигается вследствие гетерогенизации структуры путем создания скелета или сетки упрочняющих избыточных фаз, возникающих при кристаллизации сплава. Указывается, что необходимо различать гетерогенизацию первого и второго порядков соответственно междендритным и внутридендритным выделениям вторичных фаз. Роль гетерогенизации второго порядка, связываемой с наличием в литом металле невидимых в микроскоп внутридендритных прослоек, может быть не меньше, чем роль междендритных более грубых выделений новых фаз. В связи с этим представляет интерес изучение влияния характера гетерогенности первого и второго порядков на упрочнение сплавов при высоких температурах.

В настоящем сообщении приводятся результаты экспериментальной работы по изучению горячей твердости сплавов на алюминиевой основе при кратковременном и длительном нагружении (1 час) в зависимости от структурного состояния сплавов. Структурное состояние сплавов изменялось варьированием их химического состава и созданием различных условий охлаждения отливок в процессе их кристаллизации из жидкого состояния, а также применением различной термической обработки. Для исследования были взяты сплавы четырех систем эвтектического типа: алюминий — железо, алюминий — кремний, алюминий — марганец и алюминий — медь с прибавкой 0,5% Mg. Сплавы алюминия с железом и кремнием готовились из алюминия чистотой 99,7%, а сплавы с марганцем и медью — из алюминия чистотой 99,9%.

Плавка велась в графитовых тиглях в обычной тигельной электропечи под слоем флюса из смеси хлористых солей. Перегрев давался на 50—100° выше ликвидуса соответствующей бинарной системы.

Кристаллизация исследуемых сплавов осуществлялась при пяти различных скоростях охлаждения путем отливки их в холодную

и подогретую металлические изложницы, в сырую, сухую и подогретую землю.

Сплавы подвергались испытаниям твердости десятимиллиметровым шариком под нагрузкой 130 кг при 300° в литом состоянии, после 100 час. отжига при температуре испытания и после отжига при повышенных температурах. Часть образцов сплавов алюминий — медь — магний подвергалась испытанию после закалки и последующего искусственного старения.

Изучение свойств исследуемых сплавов сопровождалось микроструктурным анализом. Подготовка шлифов производилась электрополировкой в электролите, состоящем из смеси серной и ортофосфорной кислот с прибавкой 10—15% хромового ангидрида в воде, причем соотношение кислот менялось в зависимости от природы и типа сплавов. Процесс электрополировки осуществлялся при плотности тока 1,5—2 а/см<sup>2</sup> и длился от 20 сек. до 1 мин.

## ИЗМЕНЕНИЕ ТВЕРДОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОСТАВА И СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ

### 1. Сплавы алюминия с железом

Система сплавов Al — Fe характеризуется ничтожно малой растворимостью компонентов в твердом состоянии, которая при температуре эвтектики 655° составляет 0,03% Fe, а при 200° — около 0,01% Fe.

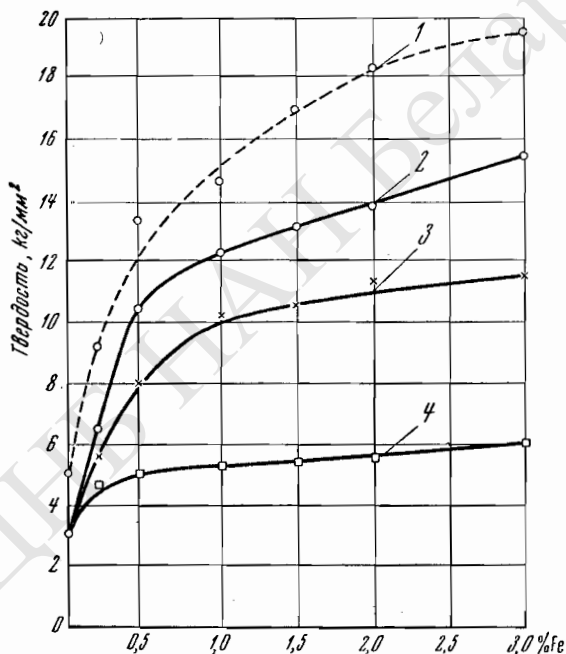


Рис. 1. Изменение кратковременной (1) и длительной (2, 3, 4) твердости при 300° сплавов Al — Fe в зависимости от их состава и состояния

1, 2 — литой сплав; 3 — отжиг при 300°; 4 — отжиг при 600°

Вследствие этого можно полагать, что изменения в свойствах сплавов в исследуемом интервале концентраций должны быть вызваны главным образом характером и формой эвтектики, а также возможным влиянием микророслоек фазы FeAl<sub>3</sub> в зернах алюминия.

На рис. 1 показано изменение длительной и кратковременной твердости при  $300^{\circ}$  сплавов алюминия с железом в зависимости от их состава и состояния. Сплавы были получены отливкой в холодную изложницу.

Из рисунка видно, что добавки железа до 0,5% вызывают резкий рост твердости алюминия в литом состоянии. С  $3 \text{ кг/мм}^2$  для «чистого» алюминия длительная твердость возрастает более чем в два раза для технического алюминия (содержащего около 0,2% Fe и примерно столько же кремния) и достигает значения около  $10 \text{ кг/мм}^2$  при 0,5% Fe.



Рис. 2. Микроструктуры литых сплавов Al — Fe (отливка в холодную изложницу,  $\times 200$ )  
а — 0,5% Fe; б — 1,0% Fe; в — 1,5% Fe; г — 3,0% Fe

Еще большее повышение содержания железа приводит к дальнейшему росту твердости, но значительно замедленному. Характер изменения твердости находится в тесной связи со структурой сплавов, в которых упрочняющей фазой является интерметаллическое соединение  $\text{FeAl}_3$ . Первые добавки железа ведут к резкому возрастанию в структуре мельчайших внутридендритных прослоек и к образованию сетки избыточных фаз по границам дендритов и их ветвей, что сильно повышает сопротивление

деформированию. При 0,5—1% Fe эвтектическая сетка становится непрерывной (рис. 2, а, б). Этот момент соответствует перелому на кривой твердости. Дальнейшее повышение концентрации железа хотя и увеличивает в структуре количество эвтектической составляющей (рис. 2, в и г)<sup>1</sup>, но не изменяет протяженности эвтектического скелета, почему значительно слабее сказывается на увеличении твердости.

Сточасовая выдержка при 300° приводит к снижению твердости сплавов, причем величина падения твердости наиболее значительна у сплавов с высоким содержанием железа. Какие-либо заметные изменения в структуре сплавов после стабилизации наблюдать под микроскопом не удается.

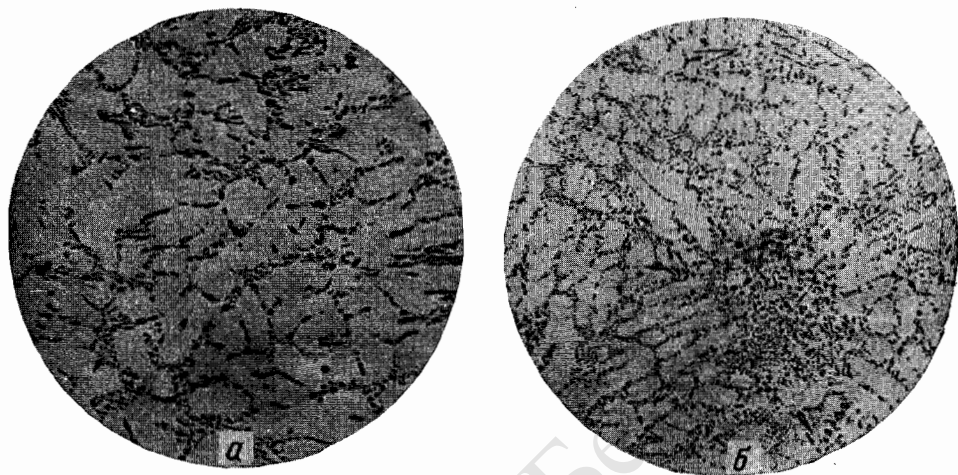


Рис. 3. Микроструктура литых сплавов Al — Fe, отожженных при 600° (× 200)  
а — 1,5% Fe; б — 3,0% Fe

Падение твердости в результате стабилизации следует приписать главным образом коагуляции и сфероидизации внутريدендритных прослоек фазы FeAl<sub>3</sub>.

Отжиг при 600° в течение 20 час. с последующим медленным охлаждением с печью до комнатной температуры сплавов алюминия с железом почти полностью снимает упрочнение, вызываемое гетерогенизацией структуры. Длительная твердость отлитых в изложницу сплавов, подвергнутых гомогенизации, повышается лишь незначительно по сравнению с твердостью технического алюминия, изменяясь прямолинейно в зависимости от содержания железа в исследованном интервале концентраций. Следует отметить, что технический алюминий, содержащий в сумме примерно 0,3% Fe и Si, менее подвержен разупрочняющему действию гомогенизации, чем сплавы с большим содержанием железа.

Изучение структуры гомогенизированных сплавов показывает некоторое разделение эвтектической составляющей, коагуляцию и обособление частиц FeAl<sub>3</sub> в случае, когда исследуемые сплавы затвердевали с большой скоростью и образовалась мелкозернистая эвтектика (рис. 3). В медленно кристаллизовавшихся гомогенизированных сплавах видимых изменений в структуре под микроскопом не наблюдается.

<sup>1</sup> При быстром охлаждении сплавов Al — Fe эвтектическая точка сдвигается к более высоким содержаниям железа.

## 2. Сплавы алюминия с кремнием

Результаты испытаний длительной и кратковременной твердости при  $300^{\circ}$  сплавов алюминия с кремнием, полученных отливкой в холодную изложницу, в зависимости от их состава и состояния представлены на рис. 4. В литом состоянии твердость сплавов при содержании кремния до 1,5% изменяется слабо. Дальнейшее повышение концентрации кремния приводит к постепенному росту длительной твердости, которая при 11% Si составляет  $12 \text{ кг/мм}^2$ . Отсутствие роста твердости в сплавах, содержащих

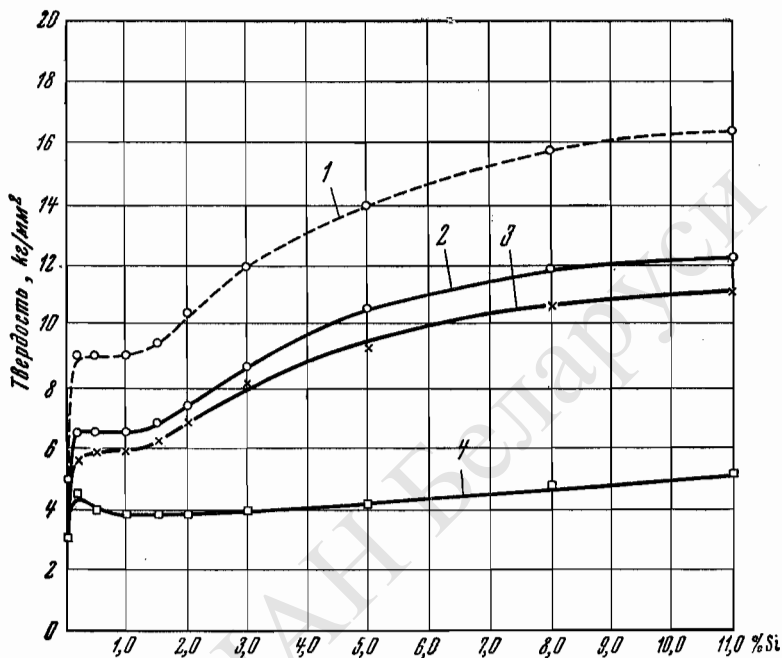


Рис. 4. Изменение кратковременной (1) и длительной (2, 3, 4) твердости при  $300^{\circ}$  сплавов Al — Si в зависимости от их состава и состояния

1, 2 — литой сплав; 3 — отжиг при  $300^{\circ}$ ; 4 — отжиг при  $530^{\circ}$

от 0,2 до 1,5% Si, объясняется, очевидно, действием растворо-осадительного механизма пластичности [2].

Отжиг при  $300^{\circ}$  вызывает незначительное понижение твердости сплавов, содержащих больше 1,5% Si. В сплавах с содержанием кремния до 1,5% твердость практически не изменяется.

Отжиг при  $530^{\circ}$  в течение 20 час. с медленным охлаждением до комнатной температуры, как и в сплавах алюминия с железом, полностью снимает упрочнение, вызванное гетерогенизацией структуры. При этом длительная твердость сплавов с содержанием 8—11% Si становится равной твердости технического алюминия, а при содержании от 0,5 до 5% Si — даже ниже. Микроскопический анализ этих сплавов обнаруживает сильную коагуляцию и сфероидизацию кристаллов кремния (рис. 5). Эвтектическая сетка, окаймляющая зерна алюминиевого раствора в литом состоянии, после отжига при  $530^{\circ}$  полностью разрушилась. Отдельные компактные кристаллы кремния упрочнения не вызывают.

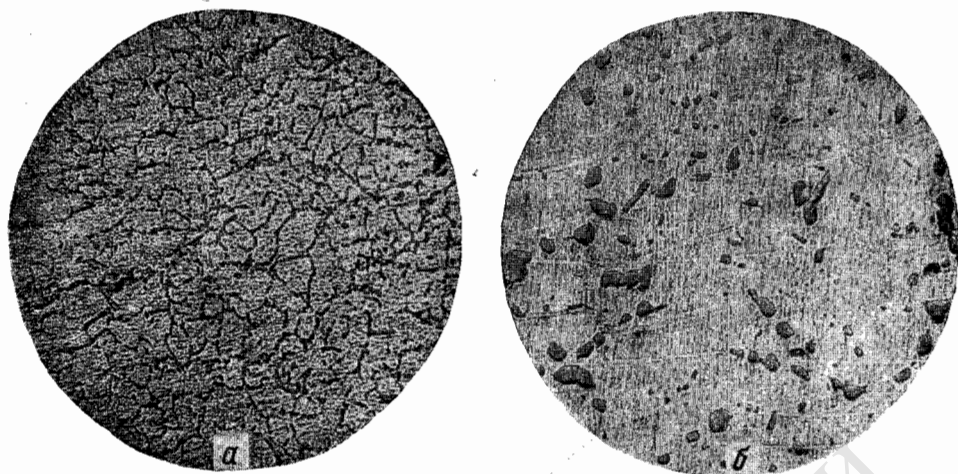


Рис. 5. Микроструктура сплава Al — Si с 5% Si ( $\times 200$ )

а — литой в изложницу; б — литой, отжиг при  $530^\circ$ , 20 час.

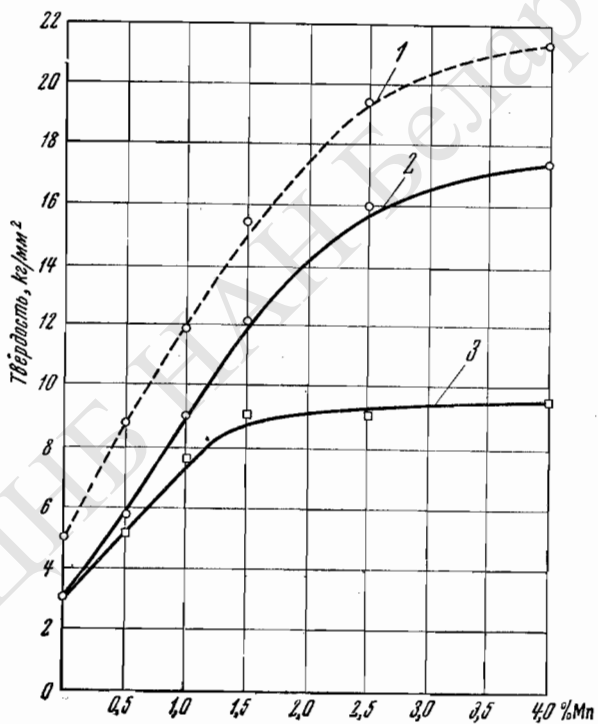


Рис. 6. Изменение кратковременной (1) и длительной (2, 3) твердости при  $300^\circ$  сплавов Al — Mn в зависимости от их состава и состояния

1 — литой сплав; 2 — литой, отожженный при  $300^\circ$ ; 3 — отжиг при  $600^\circ$

### 3. Алюминиево-марганцевые сплавы

Марганец оказывает значительное влияние на упрочнение сплавов при  $300^{\circ}$ . Из рассмотрения кривых изменения длительной твердости отлитых в холодную изложницу сплавов в зависимости от состава (рис. 6) видно, что наиболее резко повышают твердость добавки до 1,5—2,5% Mn. При 1,5% Mn длительная твердость составляет около  $12 \text{ кг/мм}^2$ , при 2,5% Mn —  $16 \text{ кг/мм}^2$ .

С увеличением концентрации марганца свыше 2,5% прирост твердости замедляется, а при 4,0% Mn твердость равна  $17,5 \text{ кг/мм}^2$ .

Значительный рост твердости при добавках марганца до 2—2,5% вызывается как возрастающим количеством марганцевистой фазы  $\text{Al}_6\text{Mn}$ , создающей междендритный и внутريدендритный скелет, так и образованием пересыщенного алюминиевого твердого раствора.



Рис. 7. Микроструктура литых в изложницу сплавов Al — Mn ( $\times 90$ )  
а — 1,5% Mn; б — 2,5% Mn

На рис. 7 приведены микроструктуры отлитых в изложницу сплавов с 1,5 и 2,5% Mn. Из рассмотрения этих микроструктур видно, что по границам дендритов алюминиевого твердого раствора располагаются тонкие выделения марганцевой фазы. Такой характер строения  $\text{MnAl}_6$  в сплавах сообщает им значительную жаропрочность.

Увеличение содержания марганца свыше 2,5%, не изменяя общего характера структуры, ведет лишь к увеличению количества изолированных выделений  $\text{MnAl}_6$ , а поэтому существенно не изменяет длительной твердости.

Сточасовой нагрев при  $300^{\circ}$  не понижает твердости литых алюминиево-марганцевых сплавов. Микроскопический анализ не выявил каких-либо заметных структурных изменений в отливках, подвергнутых отжигу.

Отжиг при  $600^{\circ}$ , 20 час. (последующее медленное охлаждение) вызывает снижение твердости, причем это понижение становится заметнее при содержании свыше 1% Mn. У этих сплавов длительная твердость растет при увеличении содержания марганца до 1,5%, достигая при этой концентрации максимального значения ( $9\text{—}10 \text{ кг/мм}^2$ ). Дальнейшее легирование марганцем не приводит к заметному изменению твердости.

Характер изменения структуры, вызванный отжигом при  $600^{\circ}$  сплавов, виден на микрофотографии рис. 8. В кристаллах алюминиевого твердого раствора образовалась тонкая сетка — следы выделений химического соединения  $Al_6Mn$ . Основное количество этих выделений, как правило, образуется вдали от первичных и эвтектических марганцевистых соединений, в непосредственном соприкосновении с которыми находятся свободные от выделений участки алюминиевого твердого раствора.

Сравнение значений длительной твердости алюминиево-марганцевых сплавов, испытанных в литом и отожженном при  $600^{\circ}$  состояниях, показывает, что в результате отжига наибольшее снижение твердости отмечается у сильно легированных сплавов и что снижение твердости произошло в большей мере за счет сфероидизации и коагуляции междендритных прослоек  $MnAl_6$ .

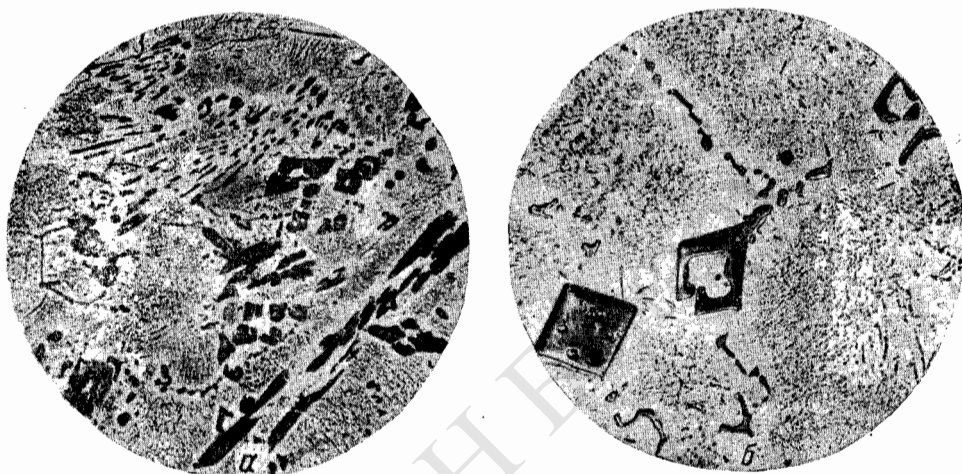


Рис. 8. Микроструктура сплава Al — Mn с 4% Mn, отлитого в землю и отожженного при  $600^{\circ}$

а —  $\times 90$ ; б —  $\times 200$

Сохранение достаточно высокой длительной твердости в сплавах с содержанием марганца до 1,5% после отжига при  $600^{\circ}$  объясняется созданием тонкой структуры, связанной с распадом пересыщенного алюминиевого твердого раствора.

#### 4. Сплавы алюминий — медь — магний

Сплавы системы алюминий — медь с постоянной прибавкой 0,5% Mg, как и алюминиево-марганцевые сплавы, обнаруживают высокие показатели прочности при высоких температурах.

Уже первые добавки меди в литом состоянии (рис. 9) приводят к резкому возрастанию как кратковременной, так и длительной твердости при  $300^{\circ}$ . При 0,5% Cu длительная твердость отлитых в изложницу образцов достигает  $9 \text{ кг/мм}^2$  и при 1,0% — свыше  $10 \text{ кг/мм}^2$ . В этих сплавах, как и в алюминиево-кремниевых, при определенных концентрациях (от 1 до 2% Cu) отмечается задержка в росте длительной твердости, что, очевидно, также связано с действием растворно-осадительного механизма пластичности. Увеличение содержания меди свыше 2% ведет к дальнейшему, несколько замедленному росту длительной твердости.



Микроструктурный анализ испытанных в литом состоянии сплавов обнаруживает наличие распада пересыщенного алюминиевого твердого раствора, тем большего, чем медленнее кристаллизовались сплавы и чем больше концентрация меди в них. На рис. 10 представлены микрофотографии сплавов с 1 и 4% Cu в состоянии литья в металлическую изложницу после испытания твердости при 300°, на которых хорошо виден распад алюминиевого раствора.

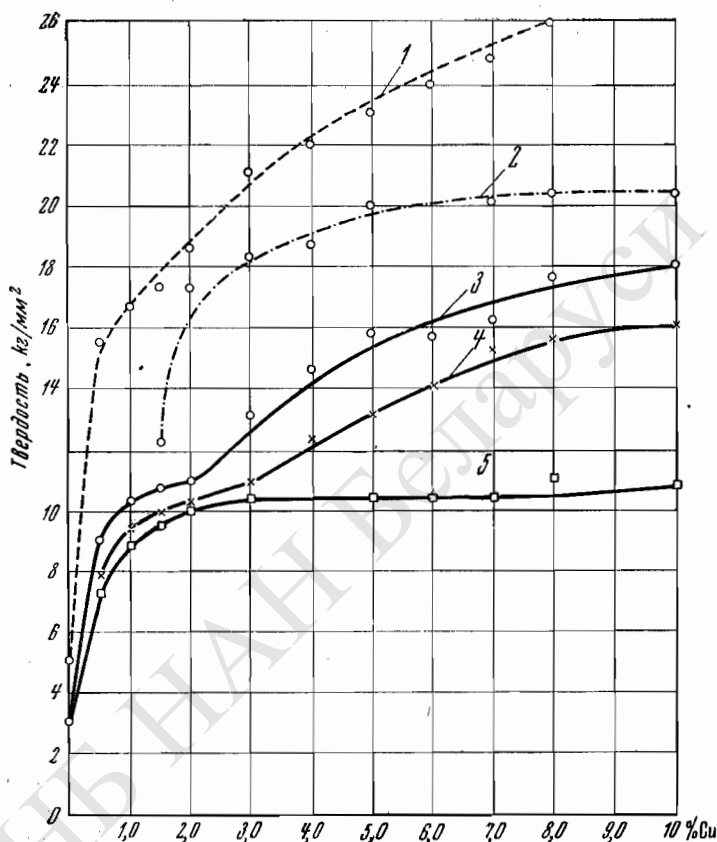


Рис. 9. Изменение кратковременной (1) и длительной (2, 3, 4, 5) твердости при 300° сплавов Al — Cu — Mg в зависимости от их состава и состояния

1, 3 — литой сплав; 2 — закаленный в воду и отпущенный при 140°, 11 час.; 4 — отжиг 300°; 5 — отжиг 520°

Сточасовая выдержка сплавов Al — Cu при 300° вызвала незначительное понижение их твердости. Более заметное падение твердости произошло у образцов с содержанием свыше 2% Cu.

После отжига при 520° в течение 20 час. с последующим охлаждением образцов вместе с печью твердость сплавов с содержанием свыше 3% Cu значительно понизилась (рис. 9), причем это снижение тем больше, чем выше концентрация меди. В отожженных сплавах длительная твердость растет с увеличением концентрации меди лишь до 2—3%, а при дальнейшем повышении содержания меди практически не изменяется.

В результате отжига сплавов Al — Cu произошла значительная коагуляция и сфероидизация избыточной фазы  $\text{CuAl}_2$ . Последующее медленное охлаждение образцов с  $520^\circ$ , а затем нагрев до температуры испытания вызвали значительный распад алюминиевого твердого раствора и коагуляцию



Рис. 10. Микроструктура сплавов Al — Cu + 0,5% Mg, отлитых в холодную изложницу и испытанных при  $300^\circ$

а — 1% Cu ( $\times 380$ ); б — 4,0% Cu ( $\times 200$ )

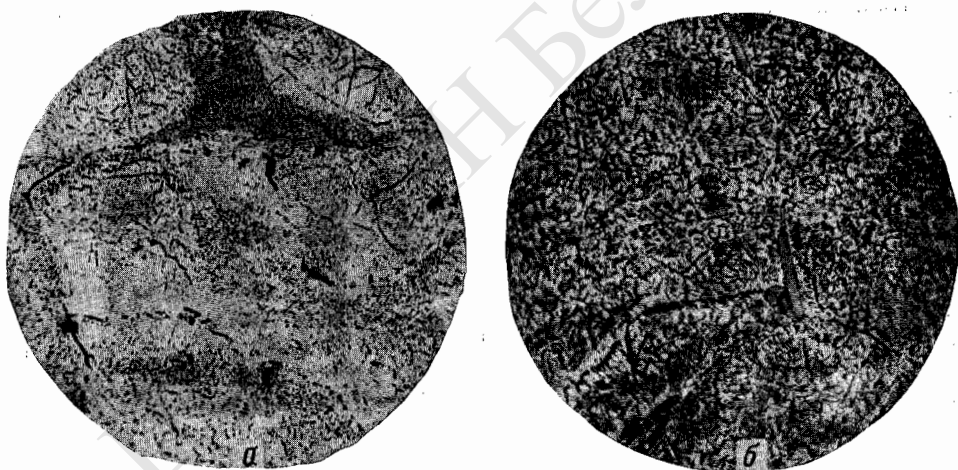


Рис. 11. Микроструктура сплавов Al — Cu + 0,5 Mg, отожженных при  $520^\circ$

а — 0,5% Cu ( $\times 200$ ); б — 4,0% Cu ( $\times 380$ )

продуктов его распада. Общий характер структуры этих сплавов с содержанием 0,5 и 4% Cu после испытания длительной твердости можно видеть на микроснимках, приведенных на рис. 11.

На основании полученных результатов испытаний и микроскопического анализа можно сказать, что, как и в сплавах алюминия с марганцем, сохранение достаточно высокой твердости слабо легированных алюминиево-медных сплавов после их отжига при  $520^\circ$  объясняется созданием срав-

нительно тонкой структуры в результате распада пересыщенного алюминиевого твердого раствора. В сильно легированных сплавах (больше 3—4% Cu) снижение твердости происходит в большей мере за счет коагуляции и сфероидизации избыточных фаз.

Испытание длительной твердости алюминиевых сплавов, прошедших закалку с последующим отпуском при 140° в течение 11 час., показало, что такого вида термообработка дает значительный эффект уже при содержании 2% Cu. Длительная твердость при данном составе достигает 17 кг/мм<sup>2</sup>. Увеличение содержания меди до 5% повышает твердость до 20 кг/мм<sup>2</sup>.

Дальнейшее повышение концентрации меди практически не изменяет твердости термически обработанных сплавов (рис. 9).

Сточасовой нагрев при 300° предварительно закаленных и состаренных сплавов приводит к значительному падению их длительной твердости. Абсолютные значения твердости приближаются к твердости сплавов после отжига при 520°.

Как уже отмечалось выше, отжиг при 300° алюминиево-медных сплавов, не прошедших предварительной термообработки, лишь незначительно понижает длительную твердость. Такая разница в действии отжига при 300° на жаропрочность как литых сплавов, так и сплавов, подвергнутых предварительной термообработке (закалке и дисперсионному твердению), указывает на то, что сравнительно кратковременный нагрев при температуре закалки (520° — 2 часа) вызывает большие изменения в структурном состоянии избыточных фаз. Вследствие этого закаленные сплавы с содержанием меди выше 1,5—2% становятся весьма чувствительными к воздействию отжига при 300°.

### **Влияние условий кристаллизации сплавов на их жаропрочность**

Характер структуры, полученной при различных условиях охлаждения в процессе кристаллизации сплавов из жидкого состояния, существенно влияет на твердость при 300° при кратковременном и длительном нагружении.

Полученные результаты испытаний показали, что твердость сплавов систем: алюминий — железо, алюминий — кремний и алюминий — марганец в литом состоянии и после отжига при 300° растет с увеличением скорости кристаллизации. Следует отметить, что различие в твердости сплавов, кристаллизовавшихся с различной скоростью, зависит от содержания легирующего элемента. Для сплавов алюминия с железом оно становится заметным при содержании свыше 0,5% Fe и растет с увеличением концентрации его, а для сплавов алюминия с марганцем — при содержании свыше 1,5% Mn. В алюминиево-кремниевых сплавах влияние концентрации кремния слабо сказывается на приросте твердости, вызываемом увеличением скорости кристаллизации.

Такой характер зависимости твердости сплавов от условий их кристаллизации объясняется тем, что с увеличением скорости охлаждения растет протяженность междендритных и внутريدендритных прослоек вторичных, более твердых фаз, что вызывает повышение сопротивления деформированию сплавов в литом и отожженном при 300° состояниях.

При испытании же сплавов, отожженных при более высокой температуре, имеется обратная зависимость твердости от условий кристаллизации: с увеличением скорости охлаждения в процессе кристаллизации сплавов из жидкого состояния твердость понижается. На рис. 12 показан характер изменения твердости сплавов алюминия с железом в зависимости от скорости их кристаллизации. Для сплавов в литом и отожженном при 300° состояниях последовательность расположения кривых твердости в зависи-

мости от скорости кристаллизации сохраняется та же: чем больше была скорость охлаждения при отливке, тем выше расположена кривая твердости. Для сплавов, подвергнутых отжигу при повышенной температуре, кривые твердости в зависимости от скорости охлаждения располагаются в обратном порядке. Такие же закономерности в изменении твердости в зависимости от условий кристаллизации наблюдаются для сплавов алюминия с марганцем и с кремнием.

Отжиг сплавов при высокой температуре вызывает коагуляцию и сфероидизацию внутридендритных и междендритных прослоек вторичных фаз,

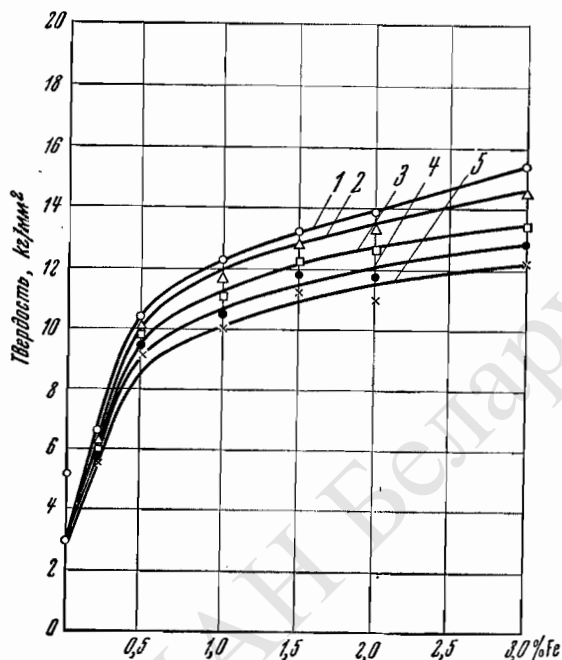


Рис. 12. Изменение длительной твердости при 300° сплавов Al — Fe в зависимости от их состава и условий кристаллизации

Условия литья: 1 — в холодную изложницу; 2 — в подогретую изложницу; 3 — в сырую землю; 4 — в сухую землю; 5 — в подогретую землю

нарушение сплошности эвтектической сетки, что облегчает деформирование. Эти процессы протекают быстрее в сплавах с мелкозернистой структурой, полученной при больших скоростях кристаллизации (отливки в изложницы).

Коагуляция и сфероидизация избыточных фаз в процессе отжига медленно затвердевших сплавов (отливки в землю), обладающих грубым строением эвтектики, менее значительны, и разупрочнение этих сплавов меньше. Поэтому медленно кристаллизовавшиеся сплавы, имеющие в литом виде меньшую твердость по сравнению с быстро охлажденными, после отжига при повышенной температуре сохраняют большую относительную жаропрочность, чем мелкозернистые сплавы.

Для сплавов алюминия с медью зависимость твердости от условий их кристаллизации имеет другой характер: с увеличением скорости кристал-

лизации твердость сплавов падает при их испытании во всех исследованных состояниях (рис. 13).

Для сплавов рассматриваемой системы заметная разница в твердости в зависимости от условий отливки наблюдается уже при 0,5% Cu, причем в сплавах, содержащих свыше 3% Cu, разность между значениями твердости медленно и быстро охлажденных образцов практически не изменяется от концентрации.

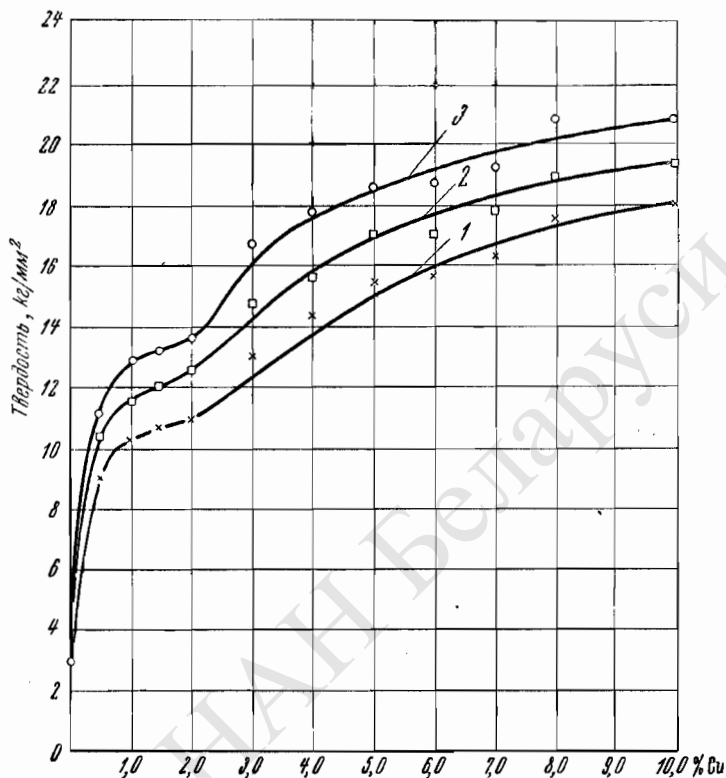


Рис. 13. Изменение длительной твердости при 300° сплавов Al — Cu + 0,5% Mg в зависимости от состава и условий кристаллизации

Условия литья: 1 — в холодную изложницу; 2 — в сырую землю; 3 — в подогретую землю

Различный характер зависимости твердости алюминиево-медных сплавов в литом и отожженном при 300° состояниях от условий кристаллизации в сравнении со сплавами алюминия с железом, кремнием и марганцем можно объяснить тем, что в сплавах алюминия с медью большое влияние на свойства оказывают диффузионные явления, процессы распада алюминиевого твердого раствора. Эти процессы протекают с большей скоростью по границам зерен. Следовательно, в быстро охлажденных алюминиево-медных сплавах, имеющих большую протяженность границ зерен, распад алюминиевого твердого раствора и коагуляция продуктов распада и избыточных фаз в процессе отжига при 300° и испытания будут протекать в большей степени, следствием чего будет более значительное падение их длительной твердости.

## ВЫВОДЫ

1. Для сплавов исследованных в работе систем гетерогенизация структуры оказывает положительное влияние на жаропрочность сплавов в литом и отожженном при 300° состояниях.

Наибольший рост твердости вызывается начальными добавками элементов до момента создания в структуре сплавов непрерывной сетки избыточных фаз вокруг первичных кристаллов алюминиевого твердого раствора.

2. В сплавах алюминия с железом и кремнием отжиг при повышенной температуре почти полностью снимает упрочнение, вызванное гетерогенизацией структуры как первого, так и второго порядка. В сплавах алюминия с марганцем и медью падение твердости происходит главным образом из-за ослабления действия междендритных прослоек избыточных фаз. Благодаря образованию в этих сплавах тонкой структуры в результате распада пересыщенного алюминиевого твердого раствора жаропрочность их сохраняется все же сравнительно высокой.

3. Условия кристаллизации сплавов в процессе их отливки влияют на жаропрочность сплавов, причем характер и эффект этого влияния зависят от структурного состояния и химического состава сплавов. Жаропрочность литых и отожженных при 300° сплавов Al — Si, Al — Fe и Al — Mn повышается с увеличением скорости кристаллизации, жаропрочность сплавов Al — Cu в тех же состояниях понижается с увеличением скорости охлаждения при их затвердевании.

У сплавов всех исследованных систем, отожженных при повышенной температуре, жаропрочность растет с увеличением размера зерна.

4. На примере алюминиево-магниевых сплавов показано, что упрочняющий эффект от термообработки (закалки с последующим искусственным старением) сохраняется лишь в начальный период работы материала при 300°. Длительный отжиг при температуре испытания полностью снимает упрочнение, вызванное дисперсионным твердением этих сплавов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. А. А. Бочвар. Изв. АН СССР, ОТН, № 10, 1947.
2. А. А. Бочвар. Изв. АН СССР, ОТН, № 5, 1948.
3. А. А. Бочвар и З. А. Свидерская. Изв. АН СССР, ОТН, № 7, 1946.