

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

В. И. АРХАРОВ, И. П. БЕРЕНОВА и Н. А. КОЗИНА

**ВЫЯВЛЕНИЕ МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ ВНУТРЕННЕЙ АДСОРБЦИИ
В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ МЕТОДОМ МИКРОТВЕРДОСТИ**

(Представлено академиком И. П. Бардиным 17 IV 1954)

В основу исследования было положено предположение, что при наличии межкристаллитной внутренней адсорбции ⁽¹⁾ вероятна неоднородность микротвердости по сечению зерна закаленного твердого раствора. Если разница в твердости участков зерна, имеющих различное содержание примеси в твердом растворе, незначительна, она может быть усилена посредством старения. Очевидно, что раньше начнется и дальше пройдет процесс старения в местах, имеющих максимальное содержание примеси.

Для исследования были взяты три стареющих сплава: Al — Cu, Al — Ag, Al — Zn.

Можно предполагать, что межкристаллитная внутренняя адсорбция должна резче проявляться в сплаве, имеющем низкое содержание примеси, чем в сплаве с высоким ее содержанием, поскольку концентрация положительно активной (гирофильной) примеси в адсорбционном слое зависит от объемной растворимости при данной температуре ⁽¹⁾.

Для подтверждения этого предположения было приготовлено шесть сплавов различной концентрации: алюминий — медь с 1,5 и 4,5% Cu, алюминий — серебро с 3 и 25% Ag, алюминий — цинк с 3 и 10% Zn. Исходный алюминий имел чистоту 99,9%, медь — 99,9%, цинк и серебро фирмы Кальбаум не анализировались. Металлы сплавлялись в корундовых тиглях под синтетическим шлаком состава 50% NaCl и 50% KCl. Полученные слитки подвергались ковке при 550—500° до уменьшения сечения на 60%. Послековки слитки медленно охлаждались в печи до комнатной температуры. Каждый слиток разрезался на два образца. В них рекристаллизацией выращивались зерна до величины 500—1000 μ . Зерна выявлялись травлением перед термической обработкой. Затем образцы нагревались до 530—550°, выдерживались при данной температуре 1 час и закалялись в воде.

Первое измерение микротвердости закаленных образцов проводилось непосредственно после закалки. Далее один образец подвергался старению при комнатной температуре (20°), другой — при повышенной температуре: для сплава алюминий — медь была выбрана температура 200°, для сплавов алюминий — серебро и алюминий — цинк — 100°.

Через определенные промежутки времени процесс старения прерывался, измерялась микротвердость, затем старение возобновлялось вновь и заканчивалось, когда обнаруживалась стабилизация или падение микротвердости.

Измерение микротвердости производилось на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 5 г при увеличении 487. На зерне, вдоль прямой, проходящей через центр от границы до границы, делалось по 10 отпечатков. Первая пара отпечатков делалась на противоположных границах зерна, следующие пары — на расстоянии 50, 100, 150 μ от границ и последняя пара — в центральной части зерна. Расстояние между центральными отпечатками равнялось 50 μ .

Для каждого сплава в каждом варианте термообработки делалось по три серии измерений, результаты которых усреднялись; по этим данным строились графики распределения микротвердости по поперечнику зерна. В наших опытах погрешность для значений микротвердости от 6,7 до 23 кГ/мм² менялась в пределах от 0,4 до 2,7 кГ/мм².

В сплаве алюминий — медь с содержанием меди 1,5% после закалки не было обнаружено неоднородности микротвердости. Однако после старения как при комнатной температуре, так и при 200°, выявилось значительное повышение микротвердости в центральной части зерна. Максимальная разница в твердости на границах и в центре наблюдалась после старения при 200° в течение 20 мин. (рис. 1 А). Повидимому, периферийная часть зерен оказалась обедненной медью по сравнению с центральной частью (толщей) зерен.

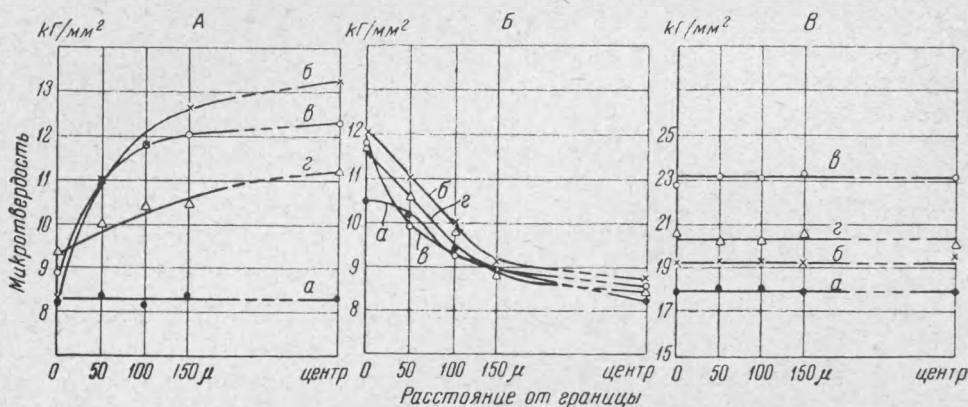


Рис. 1. Изменение микротвердости по зерну: А — в сплаве Al + 1,5% Cu. а — закалка 550°, б — старение 200°, 20 мин., в — старение 200°, 50 мин., г — старение 200°, 80 мин. Б — в сплаве Al + 3% Zn. а — закалка 550°, б — старение 20°, 20 час., в — старение 20°, 38 час., г — старение 20°, 12 сут. В — в сплаве Al + 4,5% Cu. а — закалка 550°, б — старение 200°, 40 мин., в — старение 200°, 100 мин., г — старение 200°, 200 мин.

С увеличением продолжительности старения микротвердость в центральной части стала понижаться, а у границ — возрастать. Понижение твердости в центре обуславливалось, очевидно, коагуляцией выпавшей фазы, а одновременное повышение твердости у границ — началом и развитием старения в обедненном медью слое.

В сплавах алюминий — серебро и алюминий — цинк, содержащих по 3% серебра или цинка, уже непосредственно после закалки была обнаружена более высокая твердость периферийного слоя зерна по сравнению с твердостью середины. При последующем старении это различие усилилось; на рис. 1 Б даны результаты опытов со сплавом Al + 3% Zn.

В образцах алюминий — серебро изменения микротвердости при температурах старения 20 и 100° происходили вполне аналогично, хотя и с разной скоростью. Понижение микротвердости в периферийном слое зерен, происходящее в результате коагуляции выпавшей фазы, в образце, стареющем при 100°, было отмечено через 65 мин. Максимальное значение микротвердости в этом слое в образце, стареющем при комнатной температуре, обнаружилось через 26 час. и оставалось постоянным в течение семи суток.

В сплаве алюминий — цинк разница в твердости центральной и периферийной части зерен наиболее резко выявилась в образце, состаренном при 20° в течение 20 мин., она равнялась 3,25 кГ/мм². В образце состаренном при 100° в течение 20 мин., эта разница составляла 1,75 кГ/мм².

На основании полученных результатов можно сделать заключение, что в сплаве алюминий — медь химическая неоднородность в зернах закаленного твердого раствора методом микротвердости не выявляется. Она обнаруживается лишь после старения, когда в областях, обогащенных медью, твердость значительно повышается.

Таким образом, в сплаве алюминий — медь имеет место отрицательная межкусталлитная внутренняя адсорбция. В сплавах алюминий — серебро и алюминий — цинк уже непосредственно после закалки наблюдается повышенная твердость у границ зерен, что указывает на положительную межкусталлитную внутреннюю адсорбцию. Повидимому, у этих сплавов инкубационный период старения очень мал и первое же измерение твердости констатирует начавшийся распад твердого раствора.

В сплавах, имеющих высокое содержание примеси, ни после закалки, ни после старения не было обнаружено неравномерности микротвердости. В образцах, старившихся при комнатной температуре, микротвердость с течением времени повышалась равномерно по всему зерну до определенного стабильного уровня. В образцах, старившихся при повышенной температуре, сначала наблюдалось повышение микротвердости, а затем спад также равномерно по всему зерну. Для примера на рис. 1 В представлены данные для сплава $Al + 4,5\% Cu$.

Абсолютное значение микротвердости в этих образцах как в закаленных, так и состаренных, было выше, чем в образцах с низким содержанием второго компонента.

Таким образом, в сплавах с большим содержанием примеси старение проходит равномерно по всему зерну, очевидно, вследствие равномерного распределения примеси и одинаковой степени пересыщения старящегося твердого раствора как в центре, так и на периферии. В этих сплавах межкусталлитная внутренняя адсорбция, в отличие от таких же бинарных сплавов с малым содержанием второго компонента, не обнаруживается.

Для сплавов $Al - Ag$, $Al - Zn$, содержащих горофильную примесь, это можно объяснить тем, что адсорбционное обогащение межкусталлитных переходных зон горофильным компонентом не превышает в существенной степени объемной растворимости, и в сплавах, в которых концентрация второго компонента близка к объемной растворимости при температуре закалки, различие концентрации на поверхности и в толще зерна может быть сглажено.

В сплавах, содержащих в качестве второго компонента горофобную примесь, увеличение ее содержания должно привести к сужению периферийного слоя, адсорбционно обедненного горофобным компонентом; при измерении микротвердости диагональ отпечатка при этом, повидимому, существенно превышает ширину обедненной зоны, и разница в микротвердости периферии и центральной части зерна не обнаруживается.

Поступило
16 IV 1954

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ В. И. Архаров, Тр. ИФМ УФАИ, 8, 54 (1946).