



ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В МЕТАЛЛЕ ЗТВ ПРИ СВАРКЕ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ

Чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО, А. В. ЛОЗОВСКАЯ, канд. техн. наук, И. Е. СКЛАБИНСКАЯ, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы микроструктура, твердость и прочность образцов сплавов 1420, 1460 и 1201, полученных методом имитации условий нагрева металла в ЗТВ при сварке плавлением, в том числе после дополнительного искусственного старения. Установлено, что наибольшей стойкостью твердого раствора характеризуется сплав 1420 (система Al-Mg-Li), который менее других склонен к отжигу металла в ЗТВ. Сплав 1201 (система Al-Cu-Mn) наиболее сильно разупрочняется в ЗТВ, отжиг его происходит в широком температурном диапазоне и при искусственном старении свойства в этой зоне восстанавливаются в наименьшей степени по сравнению со сплавами 1420 и 1460 (система Al-Cu-Li).

Ключевые слова: имитация, сварка, зона термического влияния, структурные превращения, разупрочнение, термическая обработка, твердость, прочность, структура, упрочняющие фазы, возврат, отжиг, старение

Формирование соединений при сварке плавлением осуществляется в условиях определенного термического цикла. Термически упрочненный основной металл в зоне термического влияния (ЗТВ) подвергается нагреву в широком диапазоне температур от комнатной до температуры плавления сплава. Термический цикл, которому подвергается данная точка ЗТВ, характеризуется относительно быстрым нагревом, за которым следует более медленное охлаждение. Кратковременность процесса сварки обуславливает особую кинетику структурных превращений в свариваемом металле, отличающихся от таковых при обычной классической термической обработке [1]. От скорости охлаждения зависит общее время пребывания металла в зоне влияния повышенных температур и, следовательно, полнота превращений.

Все структурные преобразования обуславливают снижение твердости (разупрочнение) металла в ЗТВ по сравнению с исходным состоянием. Свойства основного металла в ЗТВ прежде всего определяются состоянием твердого раствора. Здесь следует рассматривать два противоположно направленных одновременно происходящих процесса: растворение упрочняющих выделений с образованием вновь твердого раствора и дальнейший распад твердого раствора с частичной коагуляцией упрочняющих фаз.

Наблюдается четкая связь свойств: твердости, прочности и состояния сплава на стадиях выделения или растворения упрочняющих частиц [1]. Наиболее наглядно это можно выявить на стадии после проведения дополнительной операции искусственного старения при оптимальных режимах для каждого конкретного сплава. Анализ собственных исследований по разупрочнению алюминиевых сплавов при сварке свидетельствует о том, что одинаковый уровень твердости в металле ЗТВ может

быть получен как на стадии отжига (дальнейшего распада твердого раствора легирующих элементов в алюминии), так и на стадии закалки (образования снова твердого раствора в результате высокотемпературного возврата к закаленному состоянию).

На примере сплава 2219 детально исследованы особенности структурных превращений в металле ЗТВ в зависимости от исходного структурного состояния свариваемого металла. Установлено, что зона высокотемпературного растворения упрочняющих фаз образуется независимо от исходной структуры основного металла, так как температура нагрева основного металла возле границы сплавления достаточно высокая и может превышать температуру закалки ($T_M \geq T_Z$), чтобы вызвать растворение любого упрочняющего выделения, а последующее снижение температуры достаточно быстрое, чтобы вызвать выделение основных частиц. Возможность низкотемпературного растворения упрочняющих частиц определяется не только термическим циклом сварки, но и исходной структурой. Степень растворения при низких температурах (250...300 °C) определяется размером выделений, типом решетки, их когерентностью по отношению к матрице. Собственно когерентная связь контролирует скорость диффузии. Процесс растворения когерентных частиц происходит быстрее, чем некогерентных, т. е. зоны Гинье-Простона (ГП) растворяются быстрее, чем θ -фаза. Между участками низко- и высокотемпературного растворения упрочняющих фаз могут образовываться более равновесные фазы (вместо зон ГП — θ'' , θ' , вместо θ' - θ), что сопровождается отжигом сплава [2].

В реальных сварных соединениях разделить эти участки и определить их размеры в металле ЗТВ тяжело, так как они малы по размеру и процесс распада твердого раствора совпадает с его образованием. В связи с этим проведены специальные исследования по изучению свойств и структуры отдельных образцов металла после их термической обработки в условиях, имитирующих термический цикл сварки. Такие исследования дают возможность прогнозировать поведение алюминиевых



сплавов различных систем легирования при сварке.

Материалы и методика. Исследовали термически упрочненные сплавы двух систем легирования: Al-Mg-Li (сплав 1420), Al-Cu-Li (сплав 1460). Для выяснения влияния лития на особенности превращения в металле ЗТВ при сварке сплава 1460 с небольшими добавками (0,08%) скандия такие же эксперименты были проведены на сплаве системы Al-Cu (сплав 1201) без этих добавок. Экспериментальным путем при сопоставлении реальных термических циклов при сварке с кривыми нагрева и охлаждения образцов в различных средах было установлено, что термическую обработку образцов целесообразно проводить в металлической ванне расплавленного олова, а охлаждение — на воздухе. Наиболее пригодны для измерения твердости и исследования структуры оказались образцы толщиной 3 мм; для определения прочности — цилиндрические образцы с рабочей частью диаметром 3 мм.

Регистрация термического цикла нагрева показала, что на поверхности образца достигается температура ванны примерно за 2 с, а весь образец нагревается за 3 с. Заметного снижения температуры расплава и растворения поверхности при погружении образца и нагреве до температуры 500 °C не происходит. При 550...580 °C наблюдается частичное, локальное растворение алюминиевого образца в ванне. Поэтому при более длительных выдержках поверхность исследуемых образцов для механических испытаний предварительно покрывалась тонким слоем оксида алюминия. Измерения твердости и механические испытания проводили сразу после нагрева образцов. Для определения состояния твердого раствора применяли искусственное старение образцов, в процессе которого

выявилась его склонность к распаду, т.е. к процессам упрочнения-разупрочнения. Режимы искусственного старения были типичными промышленными режимами для каждого сплава [3].

Степень упрочнения при таком старении непосредственно связана с концентрацией твердого раствора, который образовался в результате изотермической выдержки при соответствующей температуре имитирующего нагрева. Это позволило оценить характер и степень структурных превращений, которые происходят при нагреве, а также возможность дальнейшего упрочнения металла сварных соединений.

Максимальная температура нагрева была близкой к температуре неравновесного солидуса, минимальная соответствовала температуре отжига или перестаривания. Нагрев образцов осуществляли с температуры 250 до 550...580 °C в течение 3, 5, 10, 20, 30, 60, 100, 180, 300, 600 и 2000 с. На образцах сплава 1420 исследовано изменение прочности, твердости и структуры в зависимости от температурно-временных условий обработки.

Результаты исследований. На примере сплава 1420 экспериментально установлено подобие графиков изменения прочности и твердости в зависимости от времени и температуры нагрева (рис. 1, 2). Непосредственно после нагрева до 250 °C и выдержке 2000 с прочность сплава 1420 снижается от 520 в исходном состоянии (закалка + искусственное старение) до 421 МПа, а *HRB* — от 104 до 92. После последующего искусственного старения сплав частично восстанавливает свойства ($\sigma_B = 490$ МПа, *HRB* 98). Степень снижения этих характеристик не превышает 6% и свидетельствует о том, что при нагреве одновременно протекали два процесса: дальнейший распад твердого раствора за счет роста упрочняющих частиц, а также растворение мелких частиц и восстановление состояния твердого раствора. С увеличением темпера-

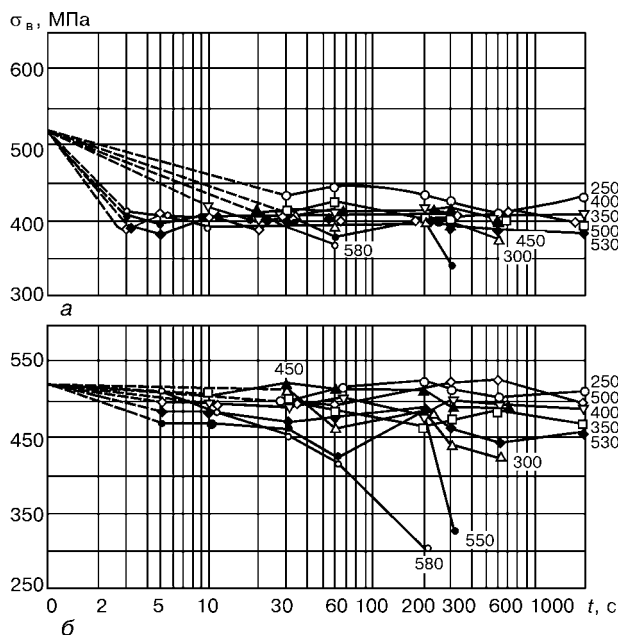


Рис. 1. Кривые изменения прочности образцов сплава 1420 в зависимости от температурно-временных режимов обработки: а — непосредственно после нагрева; б — после последующего искусственного старения (здесь и далее на кривых указаны значения температуры, °C)

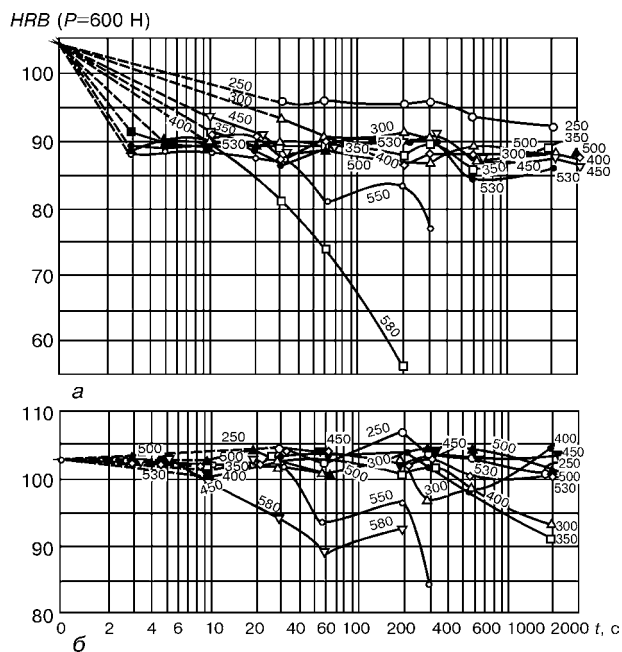


Рис. 2. Кривые изменения твердости сплава 1420: а — непосредственно после нагрева; б — после последующего искусственного старения

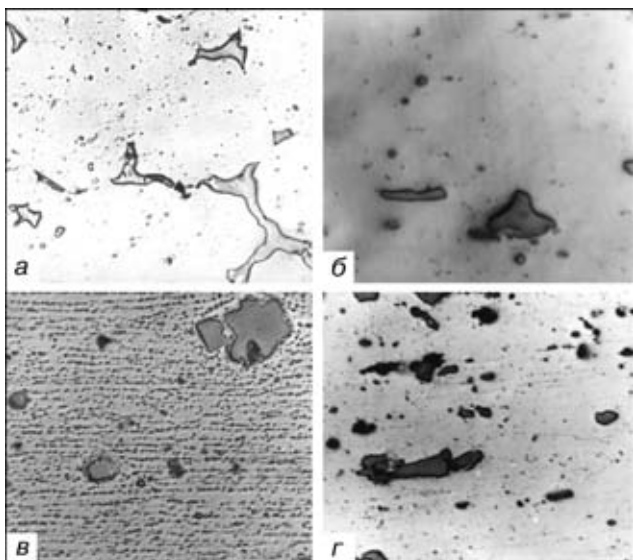


Рис. 3. Микроструктура образцов сплава 1420 после термической обработки в условиях, имитирующих термический цикл сварки ($\times 1000$, уменьш. 1/5): *a* — 580 °С, 200 с; *б* — 450 °С, 2000 с; *в* — 350 °С, 2000 с; *г* — 250 °С, 30 с

туры нагрева от 300 до 400 °С и выдержках до 300 с разупрочнение сплава не наблюдается, так как процесс восстановления (возврата) твердого раствора превалирует над процессом перестаривания. Степень разупрочнения составляет 11... 14 % только лишь при выдержках более 600 с.

Температура 400 °С является температурой постепенного перехода от процесса низкотемпературного возврата, частичного отжига к непосредственному образованию твердого раствора, т. е. закалке. Незначительное снижение твердости (частичный отжиг сплава) наблюдается в интервале времени 300... 600 с. При повышении температуры до 450 °С возврат к закаленному состоянию усиливается. Начиная с температуры 550 °С и выдержке более 30 с в сплаве происходят необратимые процессы, обусловленные оплавлением структурных составляющих и образованием элементов перегрева, что сопровождается резким снижением твердости и прочности. Подтверждением этого являются изменения структуры образцов сплава 1420 (рис. 3). В структуре металла в исходном состоянии присутствуют крупные первичные интерметаллиды и мелкие вторичные ($Mg_{17}Al_{12}$, Mg_2Al_3 , $LiAl$, $LiMgAl_2$). Вторичные упрочняющие частицы $LiAl_3$ выявляются только с помощью трансмиссионной микроскопии. Количество, форма и размеры первичных интерметаллидов не изменяются при нагреве в интервале температур 250... 500 °С. При достижении температуры 550 °С и выше наблюдается их оплавление с образованием прослоек и несплошностей (рис. 3, *a*). В структуре образцов, нагретых до $T = 300... 350$ °С и значительных выдержках (~ 600 с), увеличиваются количество и размеры вторичных выделений, что свидетельствует о дальнейшем распаде твердого раствора и коагуляции упрочняющих частиц. При 400... 450 °С — наоборот, наблюдается растворение упрочняющих фаз, а структура сплава приближается к его структуре в исходном состоянии.

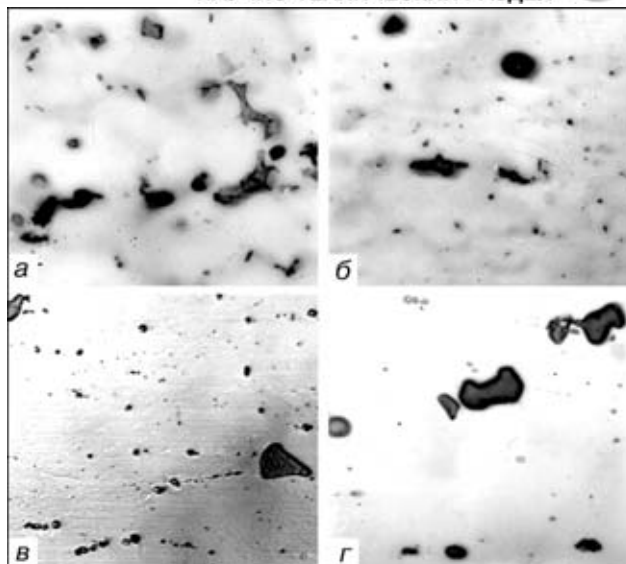


Рис. 4. Микроструктура различных участков металла ЗТВ сварного соединения сплава 1420 ($\times 1000$, уменьш. 1/5): *a* — непосредственно у границы сплавления; *б, в* — соответственно на расстояниях 1 и 3 мм от границы сплавления; *г* — исходное состояние

При сопоставлении структуры реальных сварных соединений (рис. 4) со структурой исследуемых образцов (рис. 3) видно, что вблизи границы сплавления имеет место образование аналогичных структур перегрева. При анализе тонкой структуры выявлено, что границы зерен и блоков на этом участке обогащены включениями δ - и S -фаз, а по их телу наблюдаются равномерно распределенные мелкодисперсные выделения δ -фазы, что характерно для сплава 1420 в закаленном состоянии. Участки структуры, характерные для сплава в состоянии отжига, практически отсутствуют в ЗТВ при сварке металла толщиной 2...4 мм. В этом случае структура характеризуется наличием тех же фаз при их незначительной коагуляции. Твердость этой зоны снижается на 5... 10 % по сравнению с твердостью металла в исходном состоянии.

Структура основного металла сплава 1420 в состоянии закалка + искусственное старение + нагартовка характеризуется наличием мелкодисперсных выделений δ -фазы, включениями S -фазы и большой плотностью дислокаций. Возврат металла к исходному состоянию в ЗТВ возможен в двух температурных зонах 250... 300 и 400... 500 °С при кратковременных нагревах. Между этими зонами может наблюдаться (небольшого размера) зона снижения твердости (частичный отжиг). Она более четко выражена при сварке металла большой толщины (10 мм) и при значительном тепловложении.

Более сложные зависимости изменения состояния твердого раствора металла получены для сплава 1460. Разупрочнение сплава в условиях сварочного нагрева происходит в широком температурно-временном диапазоне, а именно при 300 °С и выдержке 200 с и больше; при 400 °С и выдержке от 3 с и больше; при 450 °С и выдержке от 3 до 60 с (рис. 5). Начиная с температуры 450 °С и выдержки более 1... 3 мин и 500 °С и выдержке

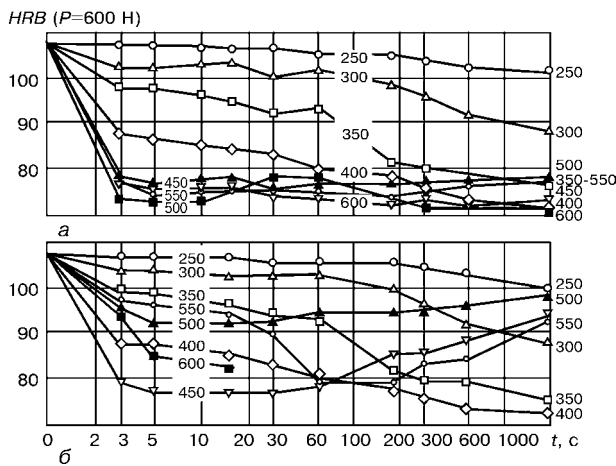


Рис. 5. Кривые изменения твердости сплава 1460 в зависимости от температурно-временных режимов обработки: *a* — непосредственно после нагрева; *b* — после последующего искусственного старения

от 5 с процесс распада твердого раствора сменяется процессом его образования.

Сопоставление результатов измерения твердости образцов сплавов 1460 и 1201 показывает, что характер и степень разупрочнения их примерно одинаковы (рис. 5). Для сплава 1460, начиная с температуры 450 °С при выдержке 60 с, наблюдается восстановление твердости, что свидетельствует о процессах возврата. Для сплава 1201 переход к высокотемпературному возврату наблюдается при более высокой температуре (500 °С). Температура 450 °С для сплава 1201 является температурой отжига на всем исследованном промежутке выдержек. При $T = 500$ °С (выдержка 5 с) происходит дальнейший распад твердого раствора, что сопровождается снижением твердости. При выдержке более 30 с процесс растворения упрочняющих фаз превалирует над процессом коагуляции, что способствует повышению твердости. Степень возврата к закаленному состоянию усиливается с увеличением выдержки и температуры. При дальнейшем повышении температуры до 550 °С и выдержке до 30 с наблюдается максимальная степень возврата к закаленному состоянию, о чем свидетельствует уровень твердости сплава 1201 после искусственного старения. Дальнейшее увеличение выдержек при 550 °С приводит к снижению твердости сплава после искусственного старения вследствие развития необратимых процессов оплавления структурных составляющих (температура близка к температуре солидуса).

Таким образом, полученные результаты влияния условий нагрева на структуру и твердость об-

Microstructure, hardness and strength of samples of alloys 1420, 1460 and 1201 produced by the method of simulation of metal heating in the HAZ in fusion welding, were studied, in particular after additional artificial ageing. It is found that alloy 1420 (Al-Mg-Li system), less prone to metal annealing in the HAZ, than other alloys, has the highest solid solution resistance. Alloy 1201 (Al-Cu-Mn system) is softened to the highest degree in the HAZ, its annealing proceeds in a broad temperature range and at artificial ageing this zone restores its properties to the smallest degree, compared to alloys 1420 and 1460 (Al-Cu-Li system).

разцов исследуемых сплавов свидетельствуют о наличии трех основных превращений:

высокотемпературного возврата к закаленному состоянию вследствие растворения упрочняющих фаз, т. е. образование твердого раствора (400... 550 °С);

дальнейшего распада твердого раствора с частичной коагуляцией упрочняющих фаз (400... 500 °С);

низкотемпературного возврата, обусловленного растворением отдельных мелких частиц (250... 350 °С).

Все эти структурные превращения обуславливают снижение твердости, т. е. разупрочнение металла в ЗТВ по сравнению с исходным состоянием.

При повторном искусственном старении сварных соединений удастся частично восстановить механические свойства сплавов в зонах, где происходит возврат.

Необратимое уменьшение твердости происходит в зоне отжига, температурный диапазон которого смещается в сторону более высоких температур, вследствие кратковременности нагрева.

Установлено, что среди трех исследованных сплавов наиболее высокую стойкость твердого раствора в условиях сварки имеет сплав 1420, который меньше других склонен к отжигу. Разупрочнение его в основном обусловлено явлением возврата. Сплав 1460 (Al-Cu-Li) более склонный к разупрочнению в ЗТВ и в процессе искусственного старения в меньшей степени восстанавливает свойства, чем сплав 1420.

Базовый сплав без лития 1201 (Al-Cu) наиболее склонный к распаду твердого раствора и разупрочнению металла в ЗТВ, так как отжиг происходит в более широком температурном диапазоне и при искусственном старении свойства в этой зоне значительно меньше восстанавливаются по сравнению с алюминиево-литиевым сплавом 1460.

1. Давыдов В. Г., Захаров В. В., Захаров Е. Д., Новиков И. И. Диаграммы изотермического распада раствора в алюминиевых сплавах. — М.: Металлургия, 1973. — 152 с.
2. Дюмолт С. Д., Лафлин Д. Е., Вильямс Дж. К. Влияние сварки на микроструктуру термически обрабатываемого сплава 2219 // Сварка алюминиевых сплавов криогенного и общего назначения: Материалы совет.-американ. сем. — Киев: Наук. думка, 1984. — 150 с.
3. Справочник по алюминиевым сплавам / Ю. Г. Гольдер, В. М. Гришина, В. Е. Доронина и др. — М.: ВИЛС, 1978. — 132 с.

Поступила в редакцию 04.10.2000