



УДК 621.74

Поступила 23.10.2013

О. В. ЛЮТОВА, Запорожский национальный технический университет

СВАРИВАЕМОСТЬ ВТОРИЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Показано, что металл сварных соединений сплава АК9М2 по прочности, относительному удлинению, твердости не только не уступает, а и превышает показатели основного металла.

It is shown that metal of welded connections of АК9М2 alloy is not only not inferior to the base metal as regards durability, elongation and hardness but even exceeds its characteristics..

Свариваемость – это совокупность определенных свойств материала, которые позволяют при рациональном технологическом процессе получить качественное сварное соединение. При оценивании свариваемости сплавов первоочередное значение имеют стойкость соединений против образования горячих трещин, а также механические свойства сварного шва и зоны термического влияния.

Свариваемость оценивается сопоставлением свойств сварных соединений с аналогичными свойствами основного металла.

Свариваемость вторичных силуминов исследовали на сплаве АК9М2, шихта для изготовления которого содержала от 1 до 19% стружки. Содержание железа в сплаве изменялось от 0,66 до 2,34%, присадка модификатора – от 0,02 до 0,22% [1, 2]. Из слитков с разным содержанием железа и разными присадками модификатора изготавливали пластины размером 120x100x5 мм и в соответствии с ГОСТ 14806–80 выполняли разделку кромок. Перед сваркой пластины были обработаны травителем, который содержал HNO_3 и HF , в течение 20–30 с промыты проточной водой и просушены сухим воздухом с температурой +20–25 °С. Технологию сварки выбирали с учетом рекомендаций, приведенных в работах [3, 4].

Сварку проводили на установке УДГУ-251 в среде аргона переменным током. Режим сварки характеризовался силой сварочного тока $I_{\text{св}} = 120\text{--}140$ А и напряжением на дуге $U_{\text{д}} = 20\text{--}24$ В. Присадочным металлом служил сплав АК9М2 того же состава, что и основной металл. Из полученных сварных соединений изготавливали стандартные плоские образцы по ГОСТ 6996-66 с концентратором напряжений для испытаний на растяжение (рис. 1). Испытания на стойкость против образования горячих трещин проводили по мето-

дике «точечный шов» [5], имитирующей технологический процесс устранения дефектов литья и сварного шва. Согласно этой методике, испытания проводили в два этапа. На первом этапе в образцах размером 200x150x6 мм сверлили углубления диаметром 10 мм и глубиной 3–5 мм, которые заваривали аргоно-дуговым способом с присадкой металла того же состава, что и основной металл. На втором этапе полученные при этом «точечные швы» зачищали и подвергали повторному расплавлению. При этом режим сварки характеризовался следующими параметрами: $I_{\text{св}} = 300$ А, $U_{\text{д}} = 13$ В, $t_{\text{св}} = 20$ с, что обеспечивало локальное расплавление металла. Наличие трещин определяли визуально по границе сплавления и в кратере шва.

В ходе проведения работы все исследования проводили на образцах, изготовленных из литого металла без термической обработки и после термической обработки (т. о.) по режиму Т6 (закалка + искусственное старение), поскольку этот режим предусмотрен ДСТУ 2839–94 (ГОСТ 1583–93) для сплава АК9М2.

Исследование влияния количества стружки, железа и модификатора на микроструктуру сварного шва без термической обработки позволило сделать вывод, что повышение содержания стружки и железа негативно влияло на структуру метал-

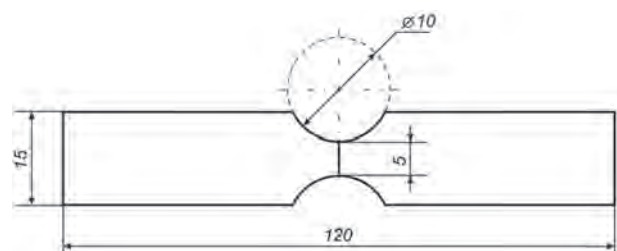


Рис. 1. Образец для испытаний сварного соединения на разрыв

ла, которая становилась менее упорядоченной и менее плотной со значительным количеством интерметаллидных фаз неблагоприятной морфологии (рис. 2, *а, б*). С увеличением количества железа вследствие его низкой растворимости в алюминии значительно повышалась объёмная доля железосодержащих фаз пластинчатой формы (рис. 2, *б*). Модификатор, кроме модифицирующего действия, оказывал рафинирующее влияние, что способствовало получению плотного металла с дисперсной структурой и равномерным распределением структурных составляющих по объёму (рис. 2, *в*).

В целом, анализируя структуру металла сварного шва, следует отметить, что по сравнению с основным металлом она отличается повышенной плотностью и дисперсностью. Это можно объяснить высокой скоростью охлаждения металла вследствие значительной теплопроводной способности алюминия и его сплавов, а также положительным действием аргона высокой чистоты, который является эффективным защитным газом для алюминиевых сплавов.

Проведение термической обработки показало, что в сравнении с основным металлом макро- и микроструктура сварного шва была более дисперсной и не поддавалась значительным изменениям (рис. 3) под действием высоких температур.

По полученным данным была построена система уравнений второго порядка, которая описывала зависимости механических свойств литого [1] и наплавленного металлов от содержания стружки и железа в шихте и присадки модификатора.

Графический анализ позволил проследить динамику изменения механических свойств металла в зависимости от названных выше факторов (рис. 4–6) и термической обработки.

Результаты исследований, приведенные на рис. 4, говорят о более высоких значениях предела прочности сварного металла в сравнении с литым металлом до термической обработки во всем изучаемом диапазоне. Объяснить это можно наличием более однородной и дисперсной структуры сварного шва по сравнению с основным металлом (см. рис. 3).

Термическая обработка, целью которой является достижение максимальной прочности, способствова-

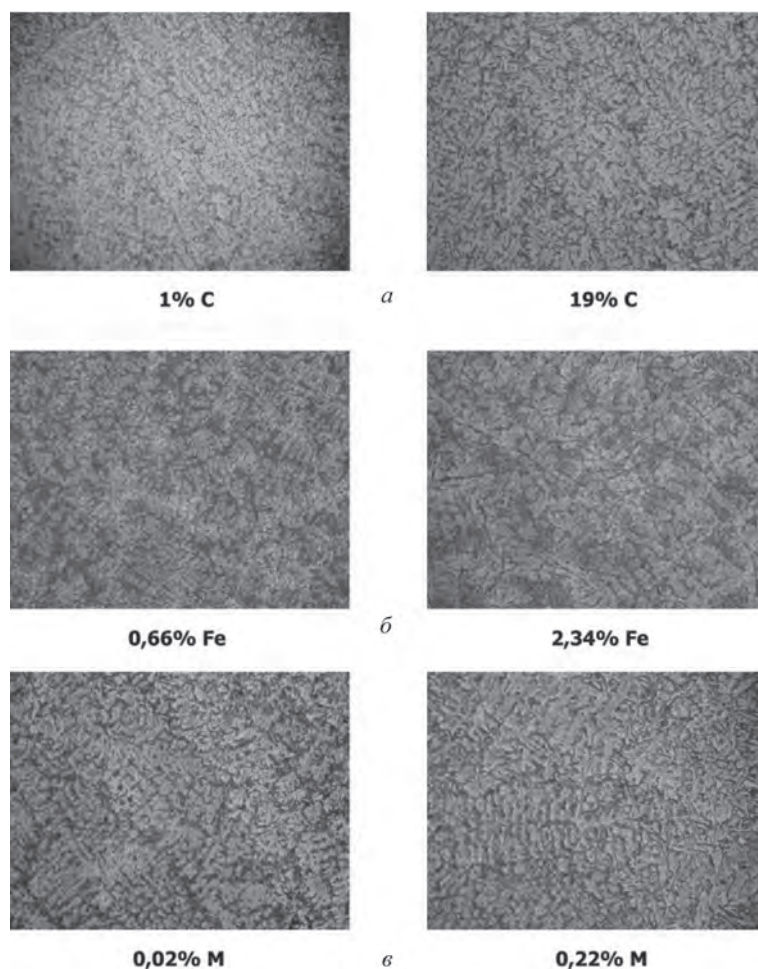


Рис. 2. Влияние стружки, железа и модификатора на микроструктуру сварного шва без термической обработки: *а* – влияние стружки С; *б* – влияние железа Fe; *в* – влияние модификатора М. $\times 500$

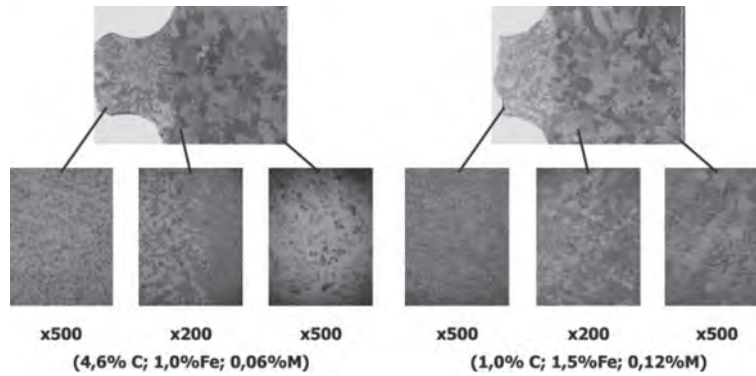


Рис. 3. Влияние термической обработки на макро- и микроструктуру сварного шва

ла повышению предела прочности как литого металла, так и металла сварного соединения. При этом сохранение разницы по этому показателю после термической обработки подтверждает литературные данные о наличии наследственности структуры и свойств в алюминиевых сплавах. В то же время наблюдалось негативное влияние стружки, которая вносила значительное количество неметаллических включений, а также железа. При его концентрации более 1,5 мас. % увеличивалось количество пластинчатых интерметаллидных фаз Al_5FeSi и Al_7Cu_2Fe со значительным параметром формы λ (отношение максимальной длины включения к его толщине), достигавшим значений 30–46.

Оптимальное количество модификатора при обработке литого металла составило 0,10–0,15%, а для сварного соединения – 0,15–0,20%. Более высокое содержание модификатора, необходимое для сварного металла (рис. 4, в), обусловлено меньшей концентрацией его компонентов в составе электрода и их частичным выгоранием в процессе сварки.

Увеличение содержания стружки в шихте приводило к снижению показателей пластичности. Однако они были выше у сварного соединения (рис. 5, а), чем у литого основного металла. Обусловлено это получением благоприятной дисперсной структуры металла сварного шва, его меньшей газонасыщенностью за счет рафинирующей способности аргона, который применялся в качестве защитного газа в процессе сварки. Повышение содержания железа в сплаве провоцировало увеличение количества хрупких интерметаллидных включений, которые негативно влияли на пластичность (рис. 5, б).

Анализ полученных зависимостей показал, что максимальные значения относительного удлинения сварного соединения в нетермообработанном и термообработанном состояниях были достигнуты при присадке модификатора, равной 0,10–0,15% (рис. 5, в). При такой концентрации модификатора обеспечивался уровень свойств, регламентируемый требованиями ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93). При увеличении содержания модификатора наблю-

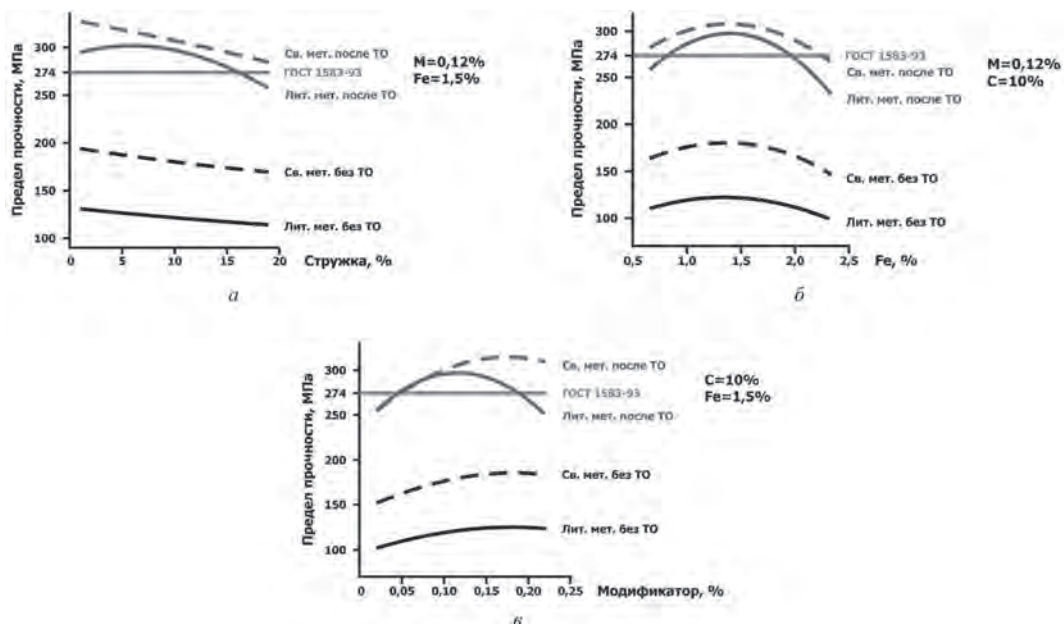


Рис. 4. Влияние содержания стружки (а), железа (б) и модификатора (в) на предел прочности сварного соединения

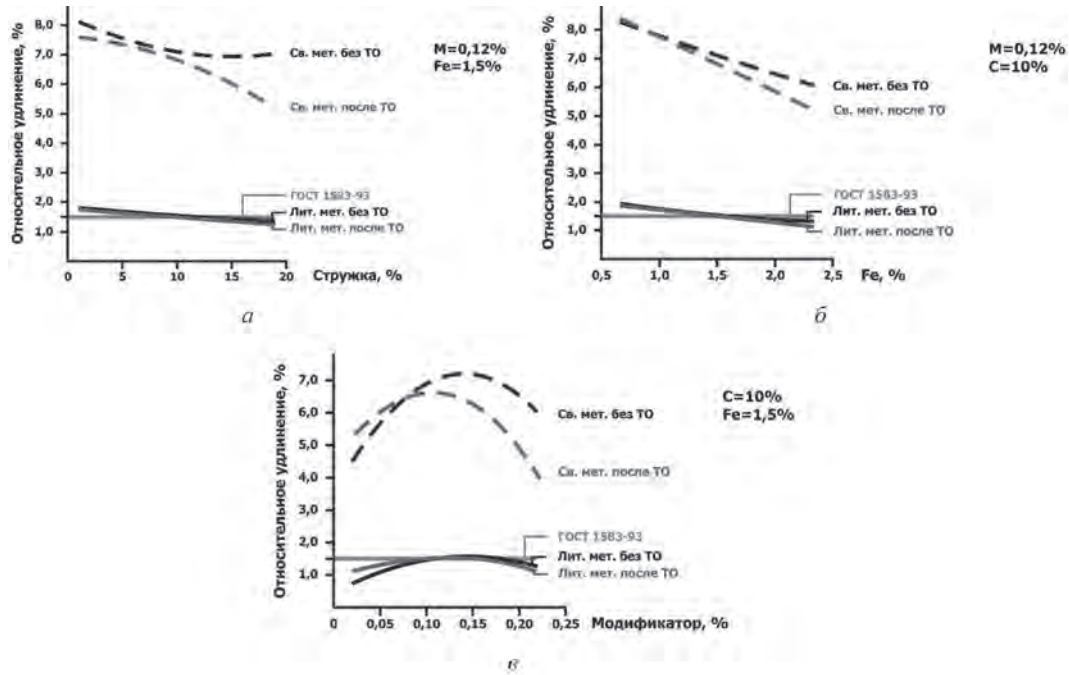


Рис. 5. Влияние содержания стружки (а), железа (б) и модификатора (в) на относительное удлинение сварного соединения

далось снижение механических свойств металла, обусловленное эффектом перемодифицирования. В состав модификатора входят элементы, переходящие в газообразное состояние в жидком металле (сера) и диссоциирующие с образованием газообразных продуктов (Na_2CO_3). Благодаря этому происходит перемешивание металла и удаление из него газов (водорода) и, как результат, улучшение механических свойств, но одновременно с этим перемешивание способствует увеличению контакта жидкого металла с воздухом и имеет место его окисление, что способ-

ствует снижению его свойств. Можно предположить, что при избыточном содержании модификатора, в нашем случае $>0,15\%$, негативный эффект перемешивания преобладает над положительным.

При исследовании твердости было установлено, что при увеличении количества стружки до 10% твердость литого металла повышалась независимо от его состояния (нетермообработанного и термообработанного). Обусловлено это внесением стружкой значительного количества тугоплавких и твердых соединений, в частности Al_2O_3 . При

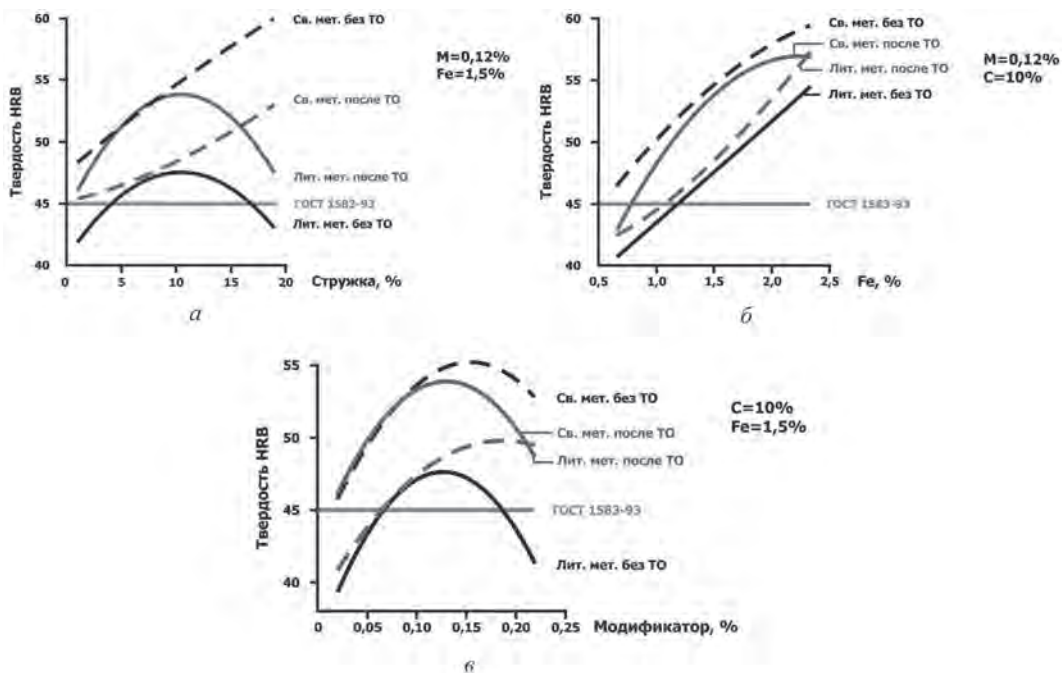


Рис. 6. Влияние содержания стружки (а), железа (б) и модификатора (в) на твердость сварного соединения

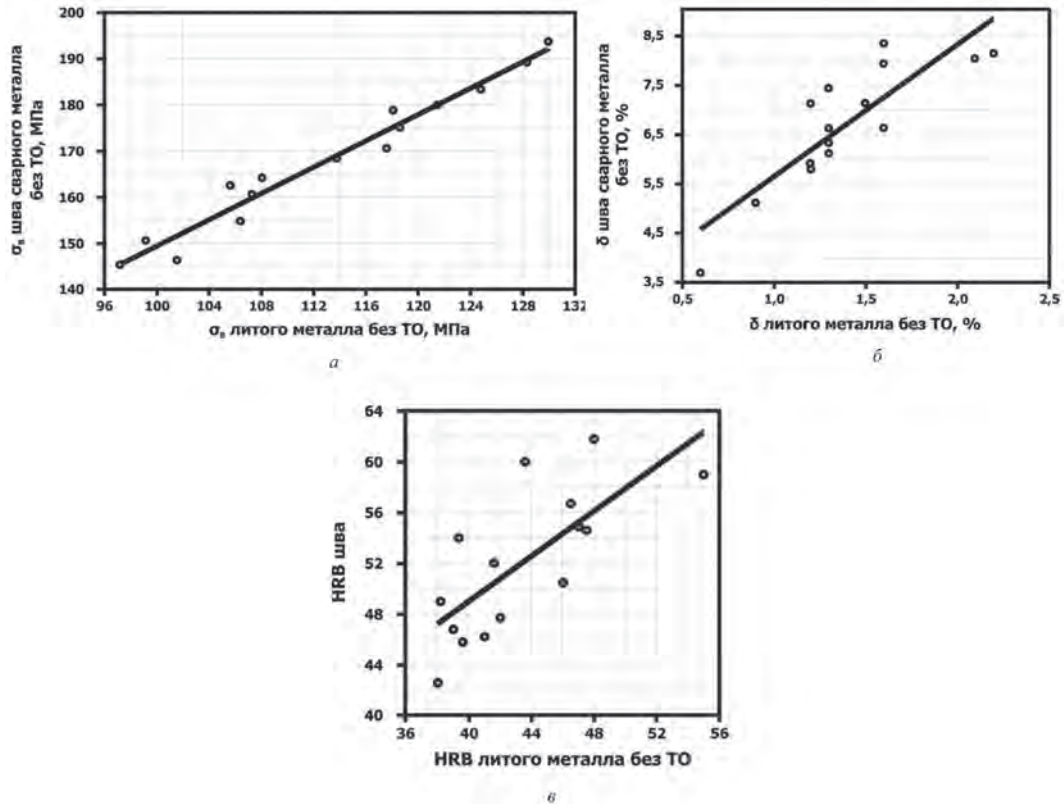


Рис. 7. Соотношения между механическими свойствами литого и сварного металлов сплава АК9М2: а – предел прочности; б – относительное удлинение; в – твердость

большем содержании стружки наблюдалось повышение пористости, что способствовало снижению твердости литого металла (рис. 6, а). В то же время в сварном металле не наблюдалось снижение твердости, что можно объяснить отсутствием в нем пористости и его высокой плотностью. Повышение содержания железа обеспечило увеличение количества железосодержащих интерметаллидных включений Al_3FeSi и Al_7Cu_2Fe , имеющих высокую микротвердость (5,8 и 5,95 ГПа соответственно [6, 7]), которые выполняли роль упрочняющих фаз и обеспечивали повышение твердости во всем изучаемом диапазоне (рис. 6, б).

Оптимальным количеством модификатора с точки зрения получения максимальной твердости литого и сварного металлов следует считать 0,10–0,15% (рис. 6, в).

Анализ характера изменения механических свойств литого и сварного металлов как без термообработки, так и после нее свидетельствует о подобии полученных зависимостей (см. рис. 4–6).

При этом наблюдаются прямолинейные графические зависимости между механическими свойствами литого и сварного металла (рис. 7). Высокие значения коэффициентов парной корреляции между исследуемыми показателями (см. таблицу) свидетельствуют о высокой степени наследственности алюминиевых сплавов, а также о достаточно высокой точности результатов испытаний.

Результаты статистической обработки данных

Линейная зависимость	Уравнение	Коэффициент корреляции <i>r</i>
$\sigma_{св.м.} = f(\sigma_{лит. м.})$	$\sigma_{св.м.} = 8,1 + 1,41\sigma_{лит. м.}$	0,97
$\delta_{св.м.} = f(\delta_{лит. м.})$	$\delta_{св.м.} = 2,98 + 2,64\delta_{лит. м.}$	0,86
$HRB_{сва} = f(HRB_{лит.м.})$	$HRB_{сва} = 13,32 + 0,89HRB_{лит.м.}$	0,63

Таким образом, металл сварных соединений сплава АК9М2 по прочности, относительному удлинению и твердости не только не уступает, а и превышает показатели основного металла.

Литература

1. Лютова О. В., Волчок И. П. Влияние металлургических факторов производства на качество силуминов // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр. Днепропетровск: ПГАСА, 2008. Вып. 45. (Ч. 3). С. 34–41.
2. Пат. 57584А Україна, МКВ С22С1/06. Модифікатор для алюмінієвих сплавів / І. П. Волчок, О. А. Міт'яєв (Україна); заявник і патентотримувач Запорізький національний технічний ун-т. № 2002108343; заявл. 22.10.2002; опубл. 16.06.2003, Бюл. № 6. 4 с.
3. Николаев Г. А., Фридляндер И. Н., Арбузов Ю. П. Свариваемые алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1990.

4. О в ч и н н и к о в В. В. Технология сварки алюминиевых сплавов: учеб. пособ. М.: МГИУ, 2004.
5. Г а в р и л и н С. В., И щ е н к о А. Я. Оценка свариваемости алюминиевых сплавов по технологической пробе // Автоматическая сварка. 1996. № 10. С. 55–56.
6. Б е л о в Н. А., К о л ь ц о в А. В. Фазовая диаграмма системы Al-Cu-Fe-Mg-Si в области Al-Cu-сплавов // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2002. № 2. С. 37–48.
7. И в а н ь к о А. А. Твердость: Справ. Киев: Наукова думка, 1968.