



A new method of casting alloys with inverted structure is proposed.

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, ИТМ НАН Беларуси

ПОЛУЧЕНИЕ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ С ИНВЕРТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ

УДК 669.715

Термин "инвертированная структура" впервые был применен для анализа микроструктуры ванадиевых чугунов [1]. При их кристаллизации образуется эвтектика с необычным (инвертированным) расположением фаз, таким, при котором в какой-то мере соблюдается принцип Шарпи [2]. Инверсия микроструктуры позволяет увеличить прочностные, пластические и износостойкие свойства отливок. Это имеет большое значение для литейных сплавов. Обычно в литом состоянии они обладают низкими механическими характеристиками вследствие того, что их структура имеет (неинвертированное) дендритное строение с переплетенными, соединенными между собой ветвями или лепестками. При инвертировании микроструктуры такой порядок и строение нарушаются, благодаря чему механические свойства сплава улучшаются. Таким образом, процесс инверсии литой структуры заключается в разрушении или изменении морфологии хрупкого дендритного скелета с целью его разобщения на изолированные друг от друга эвтектические зоны (зерна), кристаллы и их фазовые фрагменты.

Принцип (правило) Шарпи впервые был предложен французским исследователем Шарпи в 1892 г. для обоснования основных свойств баббитов. Для эвтектической системы Pb—Sb твердой (хрупкой) фазой служили первичные кристаллы сурьмы, а мягкой основой — эвтектика. Обычно в этом случае считается, что для выполнения принципа Шарпи объем твердой фазы должен составлять 15—30% [3].

Существуют различные способы получения литейных сплавов с инвертированной структурой. Часто используют легирование и термопластическую обработку. Эти способы применяют для инвертирования аустенитно-карбидной эвтектики чугунов [1, 2, 4]. В результате они приобретают некоторую пластичность, особенно при температуре аустенитного состояния. Наиболее показательным в этом отношении является белый чугун, легированный ванадием в количестве 8—12%. В отличие от обычного чугуна в ванадиевом количестве карбидов меньше и они имеют форму "ежей",

которые изолированно расположены в пластичной аустенитной матрице. Такая инверсия расположения фаз в составе аустенитно-карбидной эвтектики чугуна обеспечивает ему высокие механические свойства: временное сопротивление разрыву σ_b достигает 1000 МПа, а относительное удлинение δ — 2,5%. Белый ванадиевый чугун в литом состоянии имеет твердость 388 НВ и легко обрабатывается на токарном станке твердосплавным инструментом, при этом дает прочную витую, как у стали, стружку. Износостойкость белого ванадиевого чугуна в условиях трения превышает стойкость стали ШХ15 в 2—7 раз и практически равна износостойкости быстрорежущей стали P18 с твердостью 66 HRC [2].

Инверсия микроструктуры также достигается при высоком легировании чугуна марганцем (15—35%) с последующим отжигом при температуре 1000—1050°C в течение 5—6 ч. Марганец уменьшает количество карбидов и увеличивает их дисперсность. Отжиг приводит к их коагуляции и разобщенности. Аналогичного результата можно добиться горячей деформацией и отжигом малолегированного доэвтектического белого чугуна. Его состав выбирают таким, чтобы углерод находился в пределах 2,4—3,2%, а цементит не распадался при горячей деформации и отжиге (термопластическая обработка). Примерный состав такого чугуна следующий: углерод — 2,4—3,2%; кремний — 0,4—0,6; марганец — 0,3—0,5; хром — 1,0—1,5; никель — 0,2—0,5; ванадий — 0,1—0,5; молибден — 0,1—0,5; сера — до 0,01; фосфор — до 0,02%. Инвертированная структура в данном случае получается благодаря разобщению (разбавлению) аустенитом колоний ледебурита с последующим их измельчением и равномерным распределением в пластичной матрице посредством термопластической обработки. Прочность на разрыв такого чугуна увеличивается от 300 МПа в исходном литом состоянии до 950 МПа в ковном. Кованые и отожженные отливки имели σ_b 1000—1100 МПа, а δ — до 2,5% [5]. Такие свойства белых чугунов с содержанием углерода 2,2—3,2%, подвергшихся термопластической деформации, дали основание считать их



русским булатом [6]. Его впервые получил П. П. Аносов [7]. Содержание же углерода в дамасской булатной стали составляет 1,0—1,7%, но секрет ее получения до сих пор не известен [8]. Но одно твердо можно сказать, что булаты относятся к инвертируемым структурам. В них частицы цемента изолированы друг от друга либо разрушением в доэвтектических чугунах ледебуритных колоний (русский булат), либо разрушением и последующей коагуляцией в заэвтектоидной углеродистой стали вторичного цемента (дамасский булат).

Высокопрочные стали типа мартенситно-сталяющих также имеют инвертированную структуру. Эти стали обычно легируют никелем (18%), кобальтом (8—12%), марганцем (3—5%), титаном (до 1,5%). При закалке и отпуске (старении) высокопрочных сталей выделяются твердые частицы интерметаллидов типа NiTi или Ni₃Ti. Они располагаются изолированно в пластичной металлической матрице стали. Прочность на разрыв такого сплава составляет 1800 МПа, а относительное удлинение — 12% [9].

Легирование и термопластическая обработка являются универсальными, но дорогостоящими и трудоемкими способами получения литейных сплавов с инвертированными структурами. Но этими методами удается получать высокие механические свойства литейных сплавов.

Менее универсальным, но более дешевым способом получения литейных сплавов с инвертированными структурами является модифицирование. Так, при обработке чугуна сфероидизирующими магниесодержащими лигатурами наблюдается полная инверсия микроструктуры в составе аустенитно-графитной эвтектики. Включения хрупкой графитной фазы выделяются в виде глобулярных, изолированных друг от друга включений, равномерно распределенных в пластичной аустенитной матрице. Обычная (неинвертированная) аустенитно-графитная эвтектика представляет собой дендритный скелет в аустените. Лепестки графитных дендритов соприкасаются между собой, вследствие чего серый чугун имеет низкие механические свойства. Чугун с шаровидным графитом благодаря инверсии микроструктуры является высокопрочным и относительно пластичным. По механическим свойствам в литом состоянии он не уступает литым углеродистым и малолегированным сталям, поскольку имеет $\sigma_b = 400\text{--}600$ МПа и $\delta = 0,5\text{--}10\%$ [10], а аналогичный бейнитный чугун имеет $\sigma_b = 1200$ МПа и $\delta = 4\%$ [10]. Согласно ГОСТ 1412—54, временное сопротивление разрыву чугуна с пластинчатым графитом должно составлять 120—380 МПа, а относительное удлинение — 0,3—0,8%. При модифицировании чугуна магнием увеличивается переохлаждение при эвтектической кристаллизации, что и определяет морфологию графита [11, 12]. Его форма обычно бывает пластинчатой, вермикулярной

либо шаровидной. В сером чугуне графитные полидендритные эвтектические колонии (ячейки), разрастаясь, соприкасаются между собой, а в высокопрочном чугуне они компактны и изолированы друг от друга. Поэтому в последнем случае наблюдается полная инверсия микроструктуры эвтектики, а в первом она отсутствует.

Вермикулярный чугун по механическим свойствам занимает промежуточное положение между высокопрочным чугуном и чугуном с пластинчатым графитом, но ближе к первому. Лепестки дендритов вермикулярного графита значительно мельче, чем у дендритов пластинчатого графита, поэтому они разделены друг от друга. Таким образом, вермикулярная микроструктура характеризуется внутризеренной эвтектической инверсией. Такой чугун более прочен и пластичен, чем чугун аналогичного состава, но с неинвертированной структурой. Поэтому чугун с вермикулярным графитом имеет $\sigma_b = 320\text{--}500$ МПа и $\delta = 2\text{--}6\%$ [2].

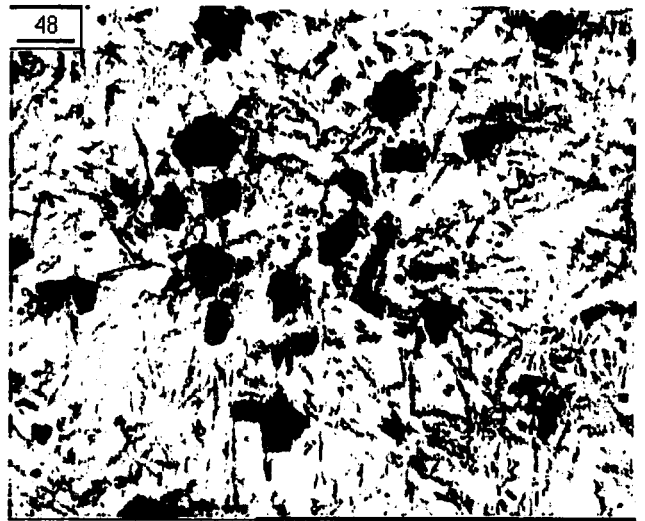
Аналогичная картина наблюдается при модифицировании силуминов натрием, калием, литием, барием, стронцием [13]. Они увеличивают степень переохлаждения при эвтектической кристаллизации, способствуя получению измельченной вермикулярной кремниевой β_{Si} -фазы. Этим самым достигается инверсия микроструктуры в составе эвтектических колоний и, как результат, повышаются механические свойства сплава. Так, немодифицированный литой силумин АК12 с пластинчатым кремнием имеет $\sigma_b = 160$ МПа, а $\delta = 4\%$. После модифицирования этого сплава флюсом состава 48% Na₂CO₃ + 32% Li₂CO₃ + 20% SrCO₃ в количестве 1% от массы плавки получен силумин с вермикулярным кремнием. При этом σ_b возросло до 200 МПа, а δ — до 8,5% [13].

Немодифицированный заэвтектический силумин с 13% кремния имеет $\sigma_b = 140$ МПа, а $\delta = 3\%$. После модифицирования эти характеристики возрастают соответственно до 180 МПа и 8% [9]. С увеличением содержания кремния в заэвтектическом силумине значительно падает его пластичность. Первичные кристаллы кремния, соединяясь с эвтектическими кремниевыми дендритами, уменьшают степень инверсии микроструктуры и, как результат, происходит ухудшение механических свойств. Так, немодифицированный сплав Al — 20%Si имеет $\sigma_b = 138$ МПа, а $\delta = 0,75\%$. Модифицирование 0,1% Li + 0,1% Na повышает эти значения соответственно до 194 МПа и 1,6%, при этом первичные кристаллы кремния измельчаются до размера 65 мкм [13]. Примесь железа в силуминах значительно ухудшает их механические свойства, вследствие того, что выделяемый железосодержащий интерметаллид имеет вид грубых пластин. Они действуют как кристаллы первичного кремния, уменьшая инверсию микроструктуры сплава. Аналогичным образом будут действовать любые примеси, дающие грубые пластинчатые интерметал-

лидные кристаллы. В этом случае для их измельчения необходим свой специфический модификатор. Поэтому модифицирование как метод получения литейных сплавов с инвертированной структурой является узко специфическим, требующим применения специальных модификаторов. Их подбор, разработка и изготовление, как показывает практика, — задача весьма сложная и часто невыполнимая [13]. Поэтому от таких нежелательных примесей, как железо, стараются избавиться рафинированием [14]. Практика литья алюминиевых сплавов показала, что получить инвертированные структуры модифицированием можно только в относительно чистых по примесям силимунах. Это в основном объясняется тем, что алюминий-кремниевая эвтектика содержит относительно небольшое количество твердой фазы (11,7%), кристаллы которой можно измельчать, разделяя друг от друга достаточным количеством пластичной алюминиевой фазы. Эвтектики же систем Al—Cu, Al—Mg содержат соответственно 33 и 35% твердой, хрупкой фазы. Поэтому литейные сплавы, содержащие такие эвтектики, не используются, поскольку имеют низкие механические свойства.

Попытка получить инвертированные сплавы на основе силимунов методом механического замешивания в жидко-твердом состоянии микрочастиц (несколько микрон) SiC оказалась безуспешной. Полученные отливки имели высокую пористость (до 3%) и хрупкость. Жидкая штамповка сплава АК12ММгН, содержащего 15 об. % SiC, увеличивает временное сопротивление разрыву до 365 МПа, но при этом относительное удлинение повышается только до 1,4% [15].

Наиболее перспективная идея получения литейных сплавов с инвертированной структурой представлена в работе [16]. Предложено производить инвертирование микроструктуры путем разбавления заэвтектического сплава Al—Si, находящегося в жидко-твердом состоянии, технически чистым расплавом пластичной алюминиевой фазы. Металлографический анализ полученного опытного сплава Al — 18% Si показал, что произошла инверсия не только первичных дендритных кристаллов кремния, но и эвтектики. Она разбилась на участки (зерна) размером 30—40 мкм, которые изолировались друг от друга зонами (зернами) пластичной алюминиевой фазы дисперсностью 20—40 мкм. Первичные кристаллы кремния измельчили до размеров 20—30 мкм. Полученный сплав с инвертированной таким образом структурой имел $\sigma_b = 200$ МПа и $\delta = 9\%$. При этом он пластичен, сохраняет прочность при холодном прессовании со степенью деформации более 70%. Легированием, модифицированием и термопластической деформацией можно существенно (в несколько раз) повысить прочностные свойства такого сплава, сохраняя и даже повышая его пластичность. Применительно к литью заэвтекти-



Микроструктура непрерывного слитка заэвтектического силимуна, содержащего 18% силимуна. $\times 200$

ческих сплавов с содержанием кремния 18% были исследованы три схемы приготовления разливаемого расплава. Во всех случаях его получали путем смешивания жидкого технического алюминия, перегретого до $T_3 = 850\text{—}950^\circ\text{C}$, со сплавом Al+40%Si, находящимся в жидко-твердом состоянии при температуре $T_3 = 650 \pm 30^\circ\text{C}$. Последний приготавливали по трем различным схемам. В первой схеме расплав перегревали до $T \geq T_L$ ($950^\circ\text{C} - 1100^\circ\text{C}$) и охлаждали до T_3 . По второй схеме выплавленный сплав Al+40%Si нагревали до необходимой температуры 650°C и смешивали с жидким техническим алюминием. В третьем случае тот же высококремнистый сплав нагревали до $T_3 < T < T_L$ ($700^\circ\text{C} < T < 900^\circ\text{C}$) и охлаждали до T_3 . Ни легирующие добавки, ни модификаторы в разливочный ковш не вводили. Приготовленные таким образом расплавы разливали на горизонтальной литейной машине непрерывного литья. Продолжительность процесса литья составляла 10 мин. Получали слитки диаметром 33 мм. Микроструктура сплава представлена на рисунка. Степень инвертирования структуры оценивалась по пластичности образцов, поскольку сплав Al+40%Si, отлитый по обычной технологии, был хрупким. Для определения живучести процесса из начальной и конечной части слитка вырезали образцы высотой 30 мм. Далее их подвергали осадке на прессе с усилием 60 т. Во всех случаях величина деформации составляла 50%. Следов трещин и сколов на прессованных образцах не обнаружено. Следовательно, полученные опытные слитки сплава Al+18%Si пластичны и имеют инвертированную структуру в литом состоянии. Она достигнута вследствие разбавления жидкости близэвтектического состава и разрушением первичных дендритных кристаллов β_{Si} -фазы расплавом технически чистого алюминия.

Таким образом, метод литья путем смешения двухфазного заэвтектического сплава, находящегося вблизи температуры солидуса, с расплавом

пластичной фазы, перегретой выше температуры ликвидуса, позволяет получать литейные сплавы с инвертированной структурой без дополнительного легирования, модифицирования и термической обработки.

Литература

1. Сильман Г. И., Жуков А. А., Энштейн Л. З. Кристаллизация ванадиевых чугунов с инвертированной структурой карбидной эвтектики // Литейные свойства сплавов. Киев: ИПЛ АН УССР, 1972. С. 201—204.
2. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н. Г. Гиршовича Л.: Машиностроение, 1978.
3. Туркин В. Д., Румянцев Н. В. Структура и свойства цветных металлов и сплавов. М.: Гос. науч.-техн. изд-во литературы по черной и цветной металлургии, 1947.
4. Карпенко М. И., Марукович Е. И. Износостойкие отливки. Мн.: Наука и техника, 1984.
5. Воробьева Э. Л., Мигачев Б. А., Скобка Т. С. Структура белого чугуна и ее соответствие правилу Шарпи // Металловедение и термическая обработка металлов. 1975. № 5. С. 48.
6. Назаренко В. Р. Изучение структуры и свойств булатной стали // Литейное производство. 1986. № 7. С. 4—5.
7. Аносов П. П. Собрание сочинений. М.: Изд-во АН СССР, 1954.
8. Тавадзе Ф. Н. Электронно-микроскопические исследования булатной стали // Сообщение АН ГрузССР. М.: Металлургия. 1984. Т. 113, № 3.
9. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986.
10. Волощенко М. В., Сидлецкий О. Г. Современное состояние производства и применения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. Киев: ИПЛ, 1970.
11. Стеценко В. Ю., Марукович Е. И., Дозмаров В. В. О морфологии графита в чугунах // Литье и металлургия. 1999. № 4. С. 15—16.
12. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Механизм формообразования графита при кристаллизации чугуна // Литейное производство. 2000. № 11. С. 18—19.
13. Немененок Б. М. Разработка теоретических основ и технологии комплексного модифицирования промышленных силуминов: Дис. ... д-ра техн. наук. Мн., 1999.
14. Кечин В. А. Эффективность очистки алюминиевых расплавов от железа // Литейное производство. 1996. № 9. С. 11—12.
15. Аксенов А. А., Золоторевский В. С., Медведева С. В., Романова В. С. Структура и свойства литых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, упрочненных волокнами SiO_2 и дисперсными частицами SiC // Междунар. науч.-практ. конф. "Прогрессивные литейные технологии". Тез. докл. М., 24—26 октября 2000 г. С. 103—105.
16. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Литье заэвтектических силуминов с инвертированной структурой // Литье и металлургия. 2000. № 4. С. 54.



МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

ЗАПАДНЫЕ ИНВЕТОРЫ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ ГРУЗИИ

Германские производители металлургического оборудования "Fuchs System Technik" и "MSM Meer" вместе со швейцарской финансовой группой "Conal" планируют в течение трех лет инвестировать 200 млн. долл. в металлургический комбинат в г. Рустави — единственное в Грузии предприятие черной металлургии.

Средства должны пойти на реконструкцию и расширение сталеплавильных и трубопрокатных мощностей. По заявлению руководства предприятия, сейчас рассматривается вопрос о налаживании производства труб диаметром 73 мм для нефтяной промышленности и труб диаметрами 219 и 245 мм, пользующихся спросом на рынках СНГ и Европы.

Программа включает в себя также строительство электропечи мощностью 500 тыс. т стали в год, нескольких УНРС и двух энергоблоков мощностью 120 МВт каждый. Предполагается выйти на годовую

мощность в 500 тыс. т стали и 350 тыс. т труб. Новая технология должна позволить предприятию производить трубы большого диаметра для магистральных трубопроводов.

Инвесторы будут иметь право на управление предприятием в период реконструкции, а затем получат возможность приобрести принадлежащие государству 98% акций по символической цене. В настоящее время разрабатывается проект соответствующего соглашения.

Задолженность предприятия составляет 85 млн. долл. Полная стоимость его модернизации оценивается в 150 млн. долл.

Комбинат был акционирован в феврале 1996 г.; 98% акций принадлежит государству, 2% — работникам комбината. Стоимость основных фондов предприятия оценивается в 152 млн. долл.