

ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫХ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ ДЛЯ ПЕРЕРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Более эффективное использование металлов и сплавов является важной задачей ресурсосбережения. С целью повышения выхода годного проводится как оптимизация и модернизация существующих процессов литья, так и разработка новых. Один из путей решения поставленной задачи ресурсосбережения – применение высокоинтенсивных процессов литья, охватывающих широкий спектр способов переработки сплавов, начиная от порошковой металлургии и заканчивая непрерывным литьем крупных слитков. Свою нишу занимают и процессы литья тонких сечений, позволяющие максимально приблизить размеры литых заготовок к размерам готовых изделий, в первую очередь литье лент [1, 2]. В настоящей работе исследовались особенности затвердевания лент на валке, получаемых по известной схеме, приведенной в [3].

Успешная реализация практически любого процесса литья во многом определяется рациональной организацией теплового режима формирования заготовки, что является решающим фактором в формировании структуры материала и конечных физико-механических свойств. При характерных для высокоинтенсивных процессов литья скоростей охлаждения расплава перед кристаллизацией от 10^2 до 10^6 К/с наблюдается глубокое переохлаждение жидкого металла. В результате количество центров кристаллизации, являющееся функцией переохлаждения, может изменяться в очень широких интервалах: от максимума, соответствующего формированию ультрадисперсной структуры, до ничтожно малого, при котором фиксируется аморфное (бесструктурное) строение сплава. Поэтому важной задачей получения отливок с управляемой структурой является определение скоростей охлаждения и продвижения фронта кристаллизации по сечению заготовки. Результаты расчетов и экспериментальные данные приведены на рис. 1, где показана взаимосвязь скорости охлаждения расплава перед кристаллизацией ϵ , скорости затвердевания R и температурного градиента G (К/мм) на границе раздела фаз. Из анализа экспериментальных данных следует, что при получении лент из алюминиевого сплава толщиной 1...3 мм скорость продвижения фронта затвердевания лежит в интервале 0,3...1,0 м/с. Скорость охлаждения расплава зависит от интенсивности теплоотвода. Со стороны поверхности, прилегающей к охлаждающей поверхности, скорость охлаждения была постоянной и составила $6 \cdot 10^3$ К/с независимо от скорости затвердевания. Градиент температуры на границе раздела фаз находился в достаточно узком интервале: от $7 \cdot 10^3$ до $11,5 \cdot 10^3$ К/с. Тепловые

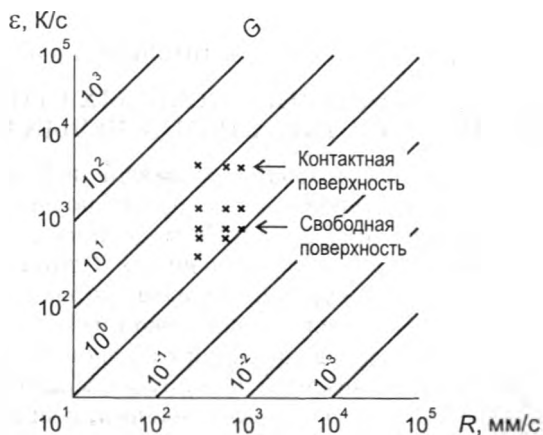


Рис. 1. Влияние скорости затвердевания R на толщину ленты d , скорость охлаждения расплава ε и температурный градиент G

параметры на противоположной стороне зависят от толщины ленты. Скорость охлаждения расплава колебалась от $4 \cdot 10^2$ до $1,5 \cdot 10^3$ К/с, а температурный градиент на границе фаз изменялся от 10^3 до $8 \cdot 10^3$ К/с.

Различие в тепловых условиях затвердевания приводит к формированию структурной неоднородности по сечению. При получении лент толщиной 0,5...2,5 мм микроструктура характеризуется формированием столбчатых кристаллов на охлаждающей поверхности и равноосными зернами на свободной поверхности (рис. 2).

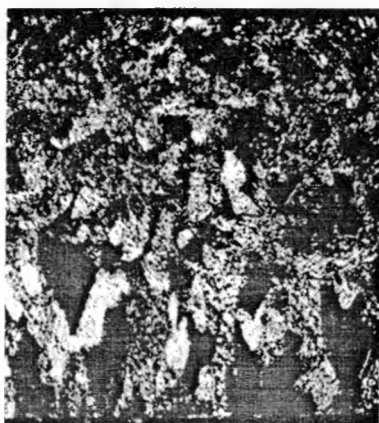


Рис. 2. Структура ленты толщиной 2,5

Необходимо отметить, что формирование равноосной или столбчатой структуры зависит от химического состава сплава и наличия модификаторов. Установлено, что при формировании дендритной структуры (характерной для системы алюминий – железо) вторичные дендриты растут под углами $20...30^\circ$ и $60...70^\circ$ к нормали поверхности ленты, подтверждая значительную однородную анизотропию процесса затвердевания. Анализ текстуры полученных лент показал наличие текстуры $\langle 111 \rangle$ волокнистой структуры, что является неожиданным, так как обычно текстура роста для литых сплавов с кубической решеткой должна быть $\langle 100 \rangle$ [4]. Можно предположить, что текстура $\langle 111 \rangle$ является компромиссным случаем, который способствует максимальной скорости кристаллизации (объемному росту), т.е. существует экстремальный принцип, при котором расплав стремится максимально быстро понизить свою энтальпию. Кроме того, в отличие от обычного режима затвердевания при скоростном литье дендритные направления отличаются от ориентации столбчатых кристаллов.

Большое разнообразие микроструктур затвердевания наблюдается при литье алюминиевых сплавов, в первую очередь при наличии высокой концентрации переходных металлов. При содержании железа менее 2% (по массе) наблюдается подавление формирования первичного интерметаллида Al_3Fe , а внутри дендритов обнаруживаются дисперсоиды, соответствующие составу Al_6Fe .

С повышением содержания железа до 8% структура по сечению приобретает более сложный характер (рис. 3, а). В ней можно выделить несколько фаз алюминия с железом, которые различаются степенью травимости. Кроме того, присутствуют мелкие первичные интерметаллиды Al_3Fe , а на контактной поверхности наблюдаются включения интерметаллидов Al_6Fe . Однако по сечению ленты структура сохраняется достаточно мелкозернистой.

Резкое изменение характера микроструктуры по сечению ленты наблюдается при увеличении содержания железа до 12% (рис. 3, б). Крупные первичные интерметаллиды Al_3Fe пронизывают практически все сечение ленты. Полученная лента характеризуется хрупкостью.

Ввод хрома совместно с цирконием в сплав алюминия с 8% железа способствовал формированию мелкозернистой и более равномерной по сечению структуры (рис. 3, в). Четко просматриваются три зоны, различающиеся по своему строению, что свидетельствует о различной морфологии процесса затвердевания.

Необходимо отметить, что сплавы алюминия с железом характеризуются способностью сохранять высокие физико-механические свойства при повышенной температуре ($>250^\circ C$). Кроме того, они обладают и высокой износостойкостью, особенно если интер-

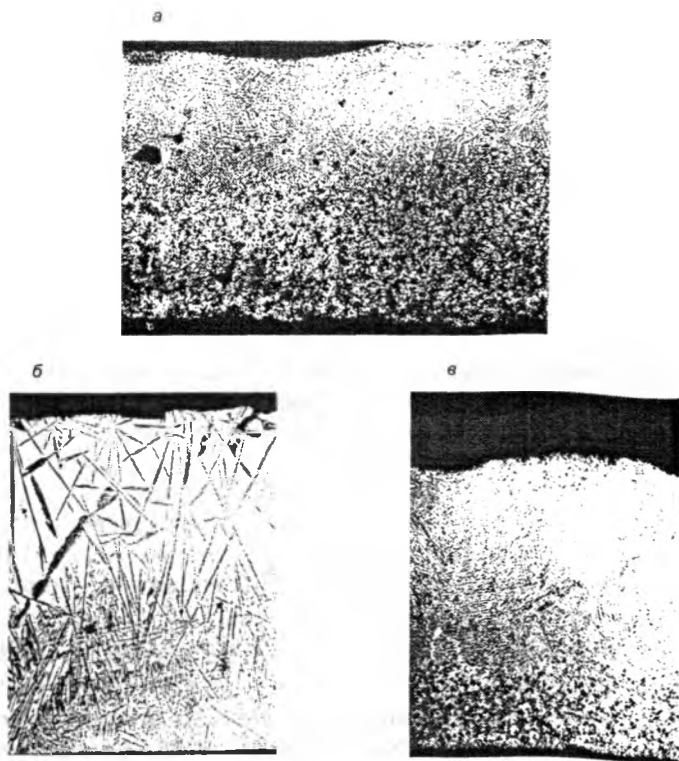


Рис. 3. Микроструктура лент из сплава Al - 8% Fe (а), Al - 12% Fe (б) и Al - 8% Fe - 0,5% Cr - 0,5% Zr (в) ($\times 50$)

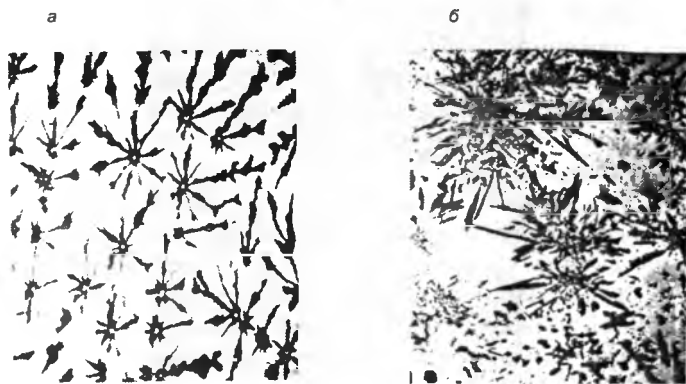


Рис. 4. Формирование звездной структуры в сплавах алюминий - железо ($\times 1000$)

металлиды алюминия с железом формируются не в иглоподобной форме, а в виде «звезд» (рис. 4, а). Такие же формирования наблюдаются и при наличии в сплаве кроме железа хрома и циркония (рис. 4, б). Правда, эти звездоподобные формирования имеют более сложный состав. Ленты, имеющие структурные составляющие, приведенные на рис. 4, имели износ при сухом трении почти на два порядка ниже, чем обычные ленты. Испытания проводились при возвратно-поступательном движении при нагрузке на стальной шарик 20 г и скорости 5,5 мм/с. Испытания свидетельствуют о том, что сплавы алюминия с железом могут служить в качестве антифрикционного материала для некоторых узлов трения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Jones, H. Rapid Solidification of Metals and Alloys / H. Jones // The Institution of Metallurgists. 1982. 83 p.
2. Li, B.Q. Production Thin Strips by Twin-Roll Casting / B.Q. Li // Journal of Metals. 1995. V. 47. № 5. P. 29 – 33.
3. Калиниченко, А.С. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика / А.С. Калиниченко, Г.В. Бергманн. Мн.: Технопринт, 2001. 367с.
4. Структура металлов: пер. с англ.: в 2 ч. Ч. 2 / Ч.С. Баррет, Т.Б. Масальский. М.: Металлургия. 1981. 344 с.