

С. Г. ЗОНТОВ, В. В. ЧИЖИКОВ, Г. П. ЗАВODOVСКИЙ,  
А. С. КАЛИНИЧЕНКО, Н. П. ЖМАКИН

## ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ТОНКОЙ АЛЮМИНЕВОЙ ЗАГОТОВКИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО НАМОРАЖИВАНИЯ НА ВАЛОК

Процесс непрерывного намораживания относится к методам получения плоских заготовок с использованием литейных форм с подвижными стенками. Методы получения заготовок из алюминия в роторных, валковых и ленточных кристаллизаторах уже нашли промышленное применение, в отличие от технологии непрерывного намораживания на вращающийся валок, находящейся в стадии лабораторных исследований [1].

Настоящую работу проводили в ВАМИ и Белорусском политехническом институте с использованием установок непрерывного намораживания БПИ и лабораторного исследовательского и прокатного оборудования ВАМИ. Краткая техническая характеристика установок непрерывного намораживания:

Диаметр валка, мм . . . . .	1170
Длина бочки, мм . . . . .	750
Толщина стенки, мм . . . . .	32
Материал валка . . . . .	АЛ9
Пределы регулирования высоты ванны расплава, мм . . . . .	60—240
Скорость литья, м/с . . . . .	0,1—0,75
Толщина ленты, мм . . . . .	1,0—4,0
Ширина ленты, мм . . . . .	100—600
Температура заливки, °С . . . . .	720—740
Мощность двигателя, кВт . . . . .	4
Производительность, т/ч . . . . .	4,0—6,0
Габариты установок, мм . . . . .	2000×3500×1500
Стоимость установок, тыс. руб. . . . .	5

Для исследования зависимости качества ленты от технологических параметров отливали ряд партий заготовок (около 100 плавок) при различных значениях температуры заливки расплава, скорости литья, высоты ванны и химического состава металла. Отливали алюминий марки А7, сплавы алюминия с железом (0,92% Fe) и магнием (3% Mg).

Внутренняя (обращенная к валку) поверхность ленты гладкая, блестящая, ее качество зависит от состояния поверхности

валка; при наличии неоднородностей или загрязнений на валке на поверхности ленты могут появиться вмятины, сопровождающиеся ее утонением. Наружная (обращенная к расплаву) поверхность ленты имеет следующие особенности:

— разнотолщинность, в основном поперечная (рис. 1, *а*), объясняется неравномерностью распределения температуры расплава

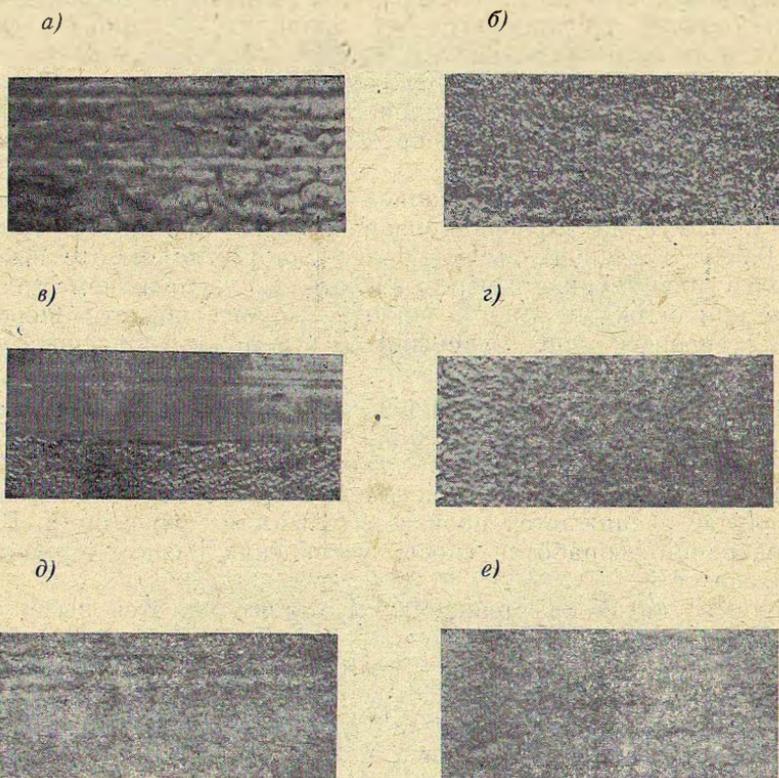


Рис. 1. Особенности наружной поверхности ленты, полученной намораживанием на валок:

*а* — разнотолщинность; *б* — шероховатость общая; *в* — шероховатость частичная; *г* — шероховатость ленты, легированной железом; *д* — шероховатость ленты, легированной Mg; *е* — шероховатость ленты, модифицированной Ti и V

вдоль фронта кристаллизации, а также, в меньшей степени, неравномерностью охлаждения валка вдоль образующей;

— трещины поверхностные и сквозные; одна из причин их появления — завышенная скорость литья, при которой лента, имеющая малую прочность, сходит с валка. Другая причина — механические повреждения ленты от напряжений при свертывании ее в рулон;

— шероховатость общая (рис. 1, б) или частичная (рис. 1, в), образованная, как показали исследования структуры, вершинами кристаллов. Встречаются участки, образованные выбросами крупных (диаметром до 1,0 мм) вершин на гладкой поверхности (точечная шероховатость).

Установлено влияние температуры заливки на шероховатость. Более горячий расплав успеваеt оплавлять вершины растущих кристаллов, в то время как в расплаве с пониженной температурой они остаются неоплавленными. Частичную шероховатость можно объяснить неравномерностью температуры расплава, а также неоднородностью распределения примесей, служащих зародышами кристаллов.

Образцы ленты, легированной железом (рис. 1, з), магнием (рис. 1, д), а также модифицированной лигатурой Ti—В (рис. 1, е, Ti = 0,016, В = 0,006), имеют более слабую по высоте выступов и более равномерную шероховатость. С увеличением толщины ленты при большой высоте ванны и малой скорости шероховатость становится менее интенсивной, что можно объяснить усреднением скорости роста кристаллов с увеличением толщины.

Экспериментально установлены два способа устранения шероховатости: оплавление вершин зерен расплавом повышенной температуры и снижение скорости литья. Однако при этом укрупняется структура ленты и увеличивается газосодержание в первом случае и снижается производительность — во втором. В ходе исследований разработан способ устранения разнотолщинности и шероховатости.

Процесс литья намораживанием характеризуется высокой интенсивностью теплообмена между расплавом и рабочей поверхностью кристаллизатора ( $Bi = 1 \div 10$ ), что в сочетании с направленным теплоотводом способствует формированию (при литье чистого немодифицированного алюминия) столбчатой структуры. Размер зерен зависит от температуры расплава в литниковой коробке и изменяется от 0,3—0,7 до 0,8—1,5 мм при повышении температуры перегрева ( $T_{пер}$ ) алюминия соответственно на 20 и 70° С. В то же время установлено, что оптимальными температурами расплава в литниковой коробке для формирования хорошей поверхности являются 710—730° С ( $T_{пер} = 50—70°$  С) [3]. Установлено, что с изменением скорости литья размер макрозерен изменяется незначительно. При изменении скорости литья (для алюминия А7) от 0,1 до 0,75 м/с наклон зерен относительно нормали к рабочей поверхности увеличивается от 0 до 20°; размер макрозерен при этом заметно не меняется.

Для получения мелкозернистой структуры при перегревах расплава 50—70° С было применено модифицирование. При вводе лигатуры AlTi10 размер макрозерен уменьшился до 0,1—0,16 мм, однако структура заготовки по всему сечению неравномерна (рис. 2, а). Применение только одного титана не

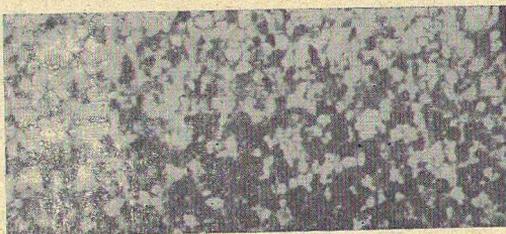
обеспечивает получения равномерной мелкозернистой структуры [2, 4].

При введении в расплав лигатуры Al Ti 5B1 в количестве 1,5—2,0 кг/т жидкого алюминия формируется мелкозернистая (0,05—0,15 мм) равномерная структура по всему сечению (рис. 2, б).

а)



б)



в)



Рис. 2. Макроструктура по сечению заготовки ( $\times 10$ ) при модифицировании Ti (а), Ti и В (б) и Mg (в)

Макрошлифы сечений по верхушкам выступающих над поверхностью зерен (точечная шероховатость) показывают однородность материала выступов с основным металлом.

Высокая интенсивность теплообмена при литье намораживанием позволяет отливать заготовки с повышенным содержанием железа. На макроструктуре образца из алюминия А7 (0,92% Fe и 0,44% Si) отсутствуют иглообразные выделения железа, и такая заготовка прокатывается без образования трещин.

Макрошлиф образца ленты с 3,18% Mg показывает наличие транскристаллических зерен толщиной 0,1—0,3 мм на глубину 0,5—0,8 мм от поверхности кристаллизатора, а далее — мелкие округлые разориентированные зерна размером 0,05—0,15 мм (рис. 2, в).

Для пластической обработки полученной ленты использовали лабораторные станы дуо 200 с подогревом валков и дуо 200 холодной прокатки. Прокатку проводили карточным способом. Прокатка образцов в холодную дала отрицательный результат из-за образования сквозных трещин, причиной которых является поперечная разнотолщинность ленты. В дальнейшем прокатывали короткие образцы с предварительным нагревом их до температуры 360°С (температура на выходе ленты с валка при литье). При этом разнотолщинность исчезала в основном при обжатиях 28—38%. Для более ровных лент обжатие составило 7—11% (см. таблицу).

Влияние общей (равномерно распределенной по образцу) и точечной шероховатости на качество поверхности и механические свойства ленты после прокатки не обнаружено. Частичная шероховатость, вызывающая эффект разнотолщинности, может привести к трещинам при прокатке.

Прокатку проводили до толщины 0,7 мм в горячую, затем образцы отжигали при  $T = 360^{\circ}\text{C}$  в течение часа. Лента с толщины 0,7 мм прокатывалась на стане холодной прокатки до 0,5 и 0,3 мм. В толщине 0,3 мм лента подвергалась воздействию температуры 260°С в течение 1 мин (имитация сушки лака при изготовлении консервных банок).

Анализ результатов испытаний (см. таблицу) показывает, что свойства ленты находятся в пределах норм, определяемых ГОСТ 1497—61 на холоднокатаную ленту.

Свойства металла лент, модифицированных лигатурой Ti—V, отличаются от свойств немодифицированной ленты более высокой прочностью (на ~10%) и пластичностью (на 20—25%). Различия в свойствах модифицированного титаном и бором металла, отлитого по различным режимам, незначительны, что объясняется сильным влиянием модификатора.

Свойства металла лент, модифицированных лигатурой Ti—V, отличаются от свойств ленты, полученной из алюминия марки А7: при добавке железа предел прочности увеличивается на 50%, магния — более чем в два раза, при этом пластические свойства металла не ухудшаются.

Образцы лент из алюминия марки А7, АЖ1, подвергнутые термомеханической обработке по описанной выше технологии, в толщине 0,3 мм штамповали на механическом прессе с использованием штампа совмещенного действия (экспериментальная база Гипрорыбфлота, Ивангород). Штамповали консервные банки № 1 диаметром 75 и высотой 23 мм,

## Свойства ленты, полученной намораживанием на валок

$h_{исх}$ , мм	$h$ , мм	$\sigma_B$ , МПа		$\delta$ , %		Марка	$\epsilon$ , %
		вдоль	поперек	вдоль	поперек		
1,45	1,0	94,2	—	10,0	—	А7	31,0
	0,5	121,2	—	5,0	—		65,5
	0,29	129,9	—	5,5	—		80,0
3,10	2,0	106,6	107,0	12,4	7,6	А7	35,5
	0,5	134,6	138,1	7,5	5,0	Т1	83,8
	0,25	155,6	167,6	6,3	5,5	В	92,0
2,25	2,0	115,2	110,0	7,9	7,8	А7	11,1
	0,5	146,0	138,6	8,1	5,8	Т1	77,7
	0,26	166,3	161,7	7,5	6,4	В	88,4
3,3	2,07	131,5	130,2	11,2	6,4	А7	37,3
	0,5	125,8	120,6	—	5,0	Т1	85,0
	0,33	164,4	157,3	8,5	4,2	В	90,0
3,3	2,05	145,3	—	9,25	—	А7	38,0
	0,51	158,5	—	8,6	—	0,92% Fe	84,5
	0,28	173,5	165,0	6,25	5,0		91,5
2,2	2,04	193,1	—	7,9	—	3,18% Mg	9,3
	0,47	277,5	—	5,0	—		78,8
	0,30	306,7	—	6,5	—		86,4

Примечание. В толщине ленты 0,7 мм отжиг при  $T = 360^\circ\text{C}$  1 ч. В конечной толщине —  $260^\circ\text{C}$ , 1 мин.

отношение диаметра исходной заготовки к диаметру стакана  $D_{исх}/d_{ст} = 1,74$ .

Степень фестонобразования для отобранных образцов 3,4—7,0%, при этом разница между максимальной и минимальной высотой фестонов 1,2—2,5 мм. Фестоны располагаются симметрично относительно направления прокатки под углами 30—40° и имеют попарно одинаковую величину.

Из-за малого количества образцов об абсолютной величине выхода годного судить нельзя, однако при штамповке образцов



Рис. 3. Изделия, отштампованные из ленты, полученной методом намораживания на валок

ленты, модифицированной Ti и В, а также легированной железом, выход годного увеличивается. На рис. 3 показаны изделия, отштампованные из ленты, полученной методом намораживания.

## Выводы

1. Процесс литья намораживанием имеет несомненные достоинства, прежде всего это низкие удельные капиталовложения, простота конструкции машины, высокая производительность. Небольшая толщина ленты позволяет снизить количество проходов при прокатке. Мелкое зерно, малая анизотропия материала ленты позволяют надеяться, что она может быть применена для производства самых сложных видов продукции, например консервной тары.

2. Представляется необходимой установка литейной машины в линию со станом горячей прокатки, что обеспечит непрерыв-

ность процесса и получение качественного полуфабриката непосредственно после литья.

3. Одной из проблем, решение которых может определить будущее процесса, является способ приемки сходящей с вала ленты, имеющей высокую (до 0,75 м/с) скорость. Принимающие устройства — моталка для получения плотного рулона с целью дальнейшей холодной прокатки, либо прокатный стан — должны иметь механизмы, обеспечивающие плавный, без толчков и вибраций, захват ленты, исключаящий какое-либо силовое воздействие через ленту на хрупкую корку металла в зоне формирования отливки.

4. Необходимо продолжать работы по изучению структурно-механических свойств ленты, технологии ее переработки, поиску наиболее приемлемых областей применения получаемых полуфабрикатов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Вейник А. И. Кокиль. Минск: Наука и техника, 1972, с. 140—175.
2. Чак И., Сабо Л. Модифицирование алюминия и его сплавов лигатурой AlTi5B1. — Цвет. металлы, 1977, № 7, с. 49—51.
3. Калинин А. С., Лосюк Ю. А., Никитин А. В. Влияние высоты ванны расплава и температуры заливки на толщину и качество ленты. — В кн.: Металлургия. Вып. 12. Минск: Высшая школа, 1978.
4. Напалков В. И. Исследование влияния добавок титана и бора на структуру слитков алюминиевых сплавов. — Технология легких сплавов: Науч.-техн. бюл. ВИЛСа, 1977, № 3, с. 14—16.

*Поступила в редакцию 31/III 1980 г.*