

с предыдущим экспериментом. Толщина окисного слоя и меди составила 24—36 мкм.

Таким образом, для получения качественной адгезии необходима очистка поверхности подложки, что полностью согласуется с литературными данными (например, [6]). Что же касается толщины наносимого покрытия при наличии зазора между подложкой и инструментом, через который подается материал покрытия, то она при одинаковых контактных условиях в поперечном сечении зоны взаимодействия, перпендикулярном направлению перемещения подложки, будет равняться величине этого зазора, уменьшенного на разность термоупругих перемещений подложки и изменений размеров канала инструмента на выходе. Иначе говоря, толщина покрытия будет определяться зазором между подложкой и инструментом при осуществлении процесса нанесения, поскольку термоупругой усадкой покрытия из-за малости его толщины можно пренебречь.

В результате проведенной экспериментальной работы доказана возможность получения на стальных изделиях медного покрытия толщиной микронного уровня с сильной (при возможности установления металлических связей) адгезией. Выявлено влияние на толщину наносимого покрытия таких технологических параметров, как усилие прижима и состояние пластичности материала подложки, а также конструктивных особенностей осуществления процесса нанесения покрытия, связанных с размерными параметрами инструмента в зоне взаимодействия материалов подложки и покрытия.

Summary

The parameters which have an effect on a thickness of a coating applied to a section on its radial pressing have been determined.

Литература

1. Макушок Е. М., Дмитриевич Д. И., Харченко В. В., Павловская С. А. // Весті АН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 1992. № 2. С. 32—34.
2. Польцер Г. и др. // Трение и износ. 1992. № 1. С. 67—70.
3. Красулин Ю. Д. Взаимодействие металла с полупроводником в твердой фазе. М., 1971.
4. Семенов А. П. Схватывание металлов. М., 1958.
5. Parkins S. M. // Weld Journal. 1953. Vol. 32, N 5. P. 209—216.
6. Король В. И. и Гильденгорн М. С. Основы технологии производства многослойных металлов. М., 1970.

Физико-технический институт
АН Беларуси

Поступила в редакцию
02.03.93

УДК 621.762

М. Н. ВЕРЕЩАГИН

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ДВУХВАЛКОВОЙ ЗАКАЛКЕ РАСПЛАВА

Прецизионные сплавы являются одним из наиболее важных видов металлопродукции. При этом вопросы повышения качества, эксплуатационных характеристик лент, а также расширение сортамента выпускаемой продукции имеют большое народнохозяйственное значение. Одним из основных направлений развития черной металлургии в области прецизионных сплавов является получение материалов в аморфном или микрокристаллическом состоянии [1, 2]. Наиболее распространенным способом реализации такого состояния в сплавах является закалка расплава со скоростью охлаждения порядка 10^5 — 10^6 град/с, с помощью которой получают непрерывные ленты широкого диапазона толщин.

Получение изделий осуществляется закалкой калиброванного потока жидкого металла на движущейся поверхности кристаллизатора (процесс спиннингования) или между двумя водоохлаждаемыми валками (прокатка расплава). Данные методы позволяют реализовать в изделиях в виде ленты принципиально новые, более высокие эксплуатационные характеристики, а также получать в виде ленты материалы, которые традиционными металлургическими методами в таком сортаменте получить невозможно [3]. Кроме того, прямое получение лент и полос

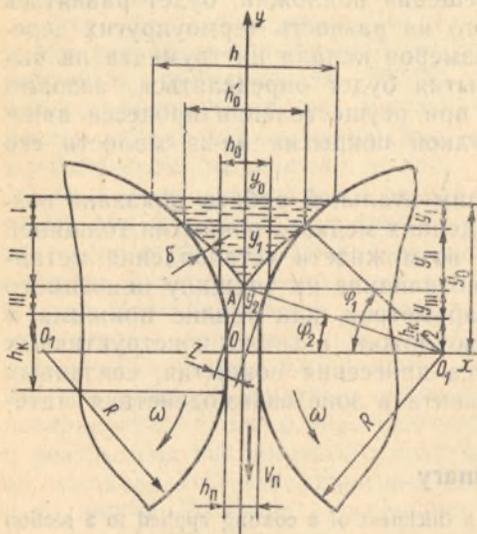


Рис. 1. Схема двухвалковой заправки расплава: h — максимальная ширина ванны расплава; h_0 — толщина намороженной корки металла; h_n — конечная толщина ленты; y_0, y_1, y_2 — высота ванны расплава, начало намораживания металла на валки (координата конца зоны отвода тепла перегрева) и координата встречи двух фронтов кристаллизации металла соответственно; h_k — длина зоны линейного контакта валков; R, ω — радиус и угловая скорость валков; V_n — скорость выхода ленты из валков; δ — толщина намораживаемого металла на один валок

различного класса прецизионных сплавов непосредственно из расплава резко сокращает энергетические и экономические затраты за счет исключения ряда энерго- и трудоемких операций по переделу слитков в изделия микронных толщин.

Повышение скорости охлаждения и затвердевания при быстрой закалке расплава значительно улучшает структуру, качество и физико-механические свойства металлов и сплавов. Одним из главных условий, определяющих скорость охлаждения, является объем затвердевшего слоя расплава на поверхности охладителя, коэффициент теплопередачи на границе расплав—холодильник, а также время контакта охлаждаемой пленки расплава с охладителем. Ввиду этого разработка метода прокатки расплавленного металла была вызвана стремлением повысить среднюю скорость охлаждения при изготовлении ленты. Однако оказалось, что, несмотря на то что при закалке в двух валках начальная скорость охлаждения несколько выше скорости охлаждения в процессе спиннингования расплава на охлаждаемую подложку, короткое время контакта ленты с валками-кристаллизаторами приводит к резкому падению ее скорости охлаждения после отделения от валков, так как основной отвод тепла и, следовательно, охлаждение получаемой ленты происходят уже после принятия ею своей окончательной формы. Кроме того, для предотвращения неустойчивости подачи расплава и сохранения постоянства охлаждения требуется прецизионное управление струей расплава и вращением валков-кристаллизаторов.

Схема двухвалковой быстрой заправки расплава представлена на рис. 1. Процесс затвердевания расплава в значительной степени определяется условиями его теплообмена с валковым кристаллизатором, причем тепловые процессы в установившемся режиме работы установки являются квазистационарными [4]. С учетом этого объем затвердевающего расплава, находящегося в межвалковом пространстве, можно условно разбить на три зоны. В зоне I расплав находится в перегретом

состоянии, в зоне II (зона затвердевания) расплав представляет собой переохлажденную жидкость повышенной вязкости. Начало зоны II соответствует окончанию процесса отдачи тепла перегрева и моменту образования корки затвердевшего металла в валках, а в конце зоны II происходит встреча фронтов кристаллизации затвердевшего металла, намороженного на левый и правый валки. В зоне III металл, находящийся в твердой фазе, подвергается деформации под действием усилий, прикладываемых к валкам-кристаллизаторам.

В межвалковом пространстве при заливке находится определенное количество расплава с изменяющимся по высоте содержанием твердой фазы. Уровень ванны, имеющей клиновидную форму, определяется в основном литейными свойствами сплава, силами поверхностного натяжения, расходом жидкого металла и геометрическими размерами кристаллизаторов [5].

Будем считать, что скорость подачи расплава и скорость вращения валков-кристаллизаторов в процессе прокатки постоянны и таковы, что верхний уровень расплава занимает некоторое установившееся положение, соответствующее координате y_0 (рис. 1). Как будет видно из дальнейшего изложения, координата y_0 существенно влияет на расположение границ всех областей y_1 и y_2 и тем самым определяет режим процесса затвердевания металла в валках-кристаллизаторах.

Из дифференциального уравнения теплового баланса для металла в первой области межвалкового пространства координата расположения клиновидного слоя расплава в зависимости от температуры, теплофизических характеристик расплава и геометрических размеров валков-кристаллизаторов находится из выражения

$$y = R \sin \left[\frac{c'_p \rho' q}{2\alpha \delta R} \ln \frac{T - T_0}{T_1 - T_0} + \arcsin \frac{y_0}{R} \right],$$

где R — радиус валка; c'_p , ρ' — удельная теплоемкость и плотность расплава соответственно; α — коэффициент теплопередачи между расплавом и валком; δ — толщина слоя расплава; q — объем металла, поступающего в межвалковое пространство за единицу времени; T , T_0 , T_1 — температуры расплава (текущая), валка-кристаллизатора и металла в момент заливки соответственно.

Конец зоны I отвода тепла перегрева соответствует температуре кристаллизации $T_{кр}$ расплава. С учетом этого координата y_1 конца этой области находится из соотношения:

$$y_1 = R \sin \left[\frac{c'_p \rho' q}{2\alpha \delta R} \ln \frac{T_{кр} - T_0}{T_1 - T_0} + \arcsin \frac{y_0}{R} \right].$$

Основной задачей в области затвердевания является нахождение координаты y_2 , определяющей конец процесса кристаллизации и начало зоны деформации.

Пусть валки вращаются с угловой скоростью ω . Если процесс кристаллизации длится время $t_{кр}$, то, как видно из рис. 1:

$$\varphi_1 - \varphi_2 = \omega t_{кр}, \quad (1)$$

где φ_1 , φ_2 — углы, соответствующие точкам начала и конца кристаллизации соответственно.

Выражая данные углы через соответствующие координаты и геометрические размеры валков и подставляя их в соотношение (1), получаем выражение для определения времени $t_{кр}$ кристаллизации:

$$t_{кр} = \frac{1}{\omega} \left(\arcsin \frac{y_1}{R} - \arcsin \frac{y_2}{R + z} \right), \quad (2)$$

где z — толщина корки металла, намороженной на каждый из валков к моменту встречи фронтов кристаллизации.

С другой стороны, закон продвижения фронта кристаллизации определяется уравнением [6]

$$Fo = A_1 \delta + A_2 \delta^2 + A_3 \ln \left(1 + \frac{1}{n} Bi \delta \right). \quad (3)$$

Здесь Fo , Bi — критерии Фурье и Био соответственно; δ — безразмерная относительная толщина затвердевшей корки; A_1 , A_2 , A_3 — безразмерные коэффициенты, зависящие от теплофизических свойств расплава и условий теплообмена.

Переходя в уравнении (3) к размерным величинам, получаем

$$t_{кр} = B_1 z + B_2 z^2 + B_3 \ln \left(1 + \frac{1}{n} \frac{\alpha}{\lambda} z \right), \quad (4)$$

где B_1 , B_2 , B_3 — коэффициенты, зависящие от теплофизических свойств расплава и условий теплообмена;

$$B_1 = \frac{c_p \rho}{\alpha} \left(L + \frac{1}{n+1} \right), \quad B_2 = \frac{c_p \rho}{2\lambda n} \left(L + \frac{1}{n+1} \right),$$

$$B_3 = -\frac{n}{n+1} \frac{\lambda c_p \rho}{\alpha^2}, \quad L = \frac{\rho_1}{c_p (T_{кр} - T_0)},$$

ρ_1 — удельная теплота кристаллизации металла; ρ , c_p — плотность и удельная теплоемкость намороженной корочки металла соответственно; n — безразмерный параметр, зависящий от свойств расплава и имеющий смысл показателя степени для кривой распределения температуры в затвердевшей корке.

Из треугольника O_1OA следует очевидное соотношение

$$(R+z)^2 = \left(R + \frac{h_{II}}{2} \right)^2 + y_2^2,$$

откуда легко найти значение z . Здесь h_{II} — конечная толщина ленты.

Приравняв правые части выражения (2) и (4) и учитывая, что при быстрой закалке расплава имеет место большая интенсивность теплообмена, когда $Bi \gg 1$ [7], получаем уравнение для нахождения координаты y_2 конца зоны затвердевания

$$B_2 (\sqrt{R^2 + y_2^2} - R) + \frac{1}{\omega} \arcsin \frac{y_2}{\sqrt{R^2 + y_2^2}} = \frac{1}{\omega} \arcsin \frac{y_1}{R}.$$

Можно видеть, что данное уравнение для координаты y_2 является уравнением 4-й степени. Его решение может быть получено графическим путем. Однако с достаточной степенью точности значение абсциссы конца зоны затвердевания y_2 может быть найдено [4]:

$$y_2 = \frac{h_0^2 \rho \omega R (\rho_1 + 0,5 \eta_1 c_p v_{кр})}{2 \lambda v_{кр}}, \quad (5)$$

где $v_{кр} = T_{кр} - T_0$ — коэффициент теплопроводности металла намороженной корки; η_1 — поправочный коэффициент.

С учетом соотношения (5) и зная, что $y_2 = \sqrt{R \Delta h}$, для зоны деформации получаем величину абсолютного обжатия намороженной корки металла

$$\Delta h = [h_0^2 \rho \omega R (\rho_1 + 0,5 \eta_1 c_p v_{кр}) / (2 \lambda v_{кр})]^2 R^{-1},$$

где h_0 — толщина намороженной корки до деформации (рис. 1).

Используя уравнение неразрывности $V_i h_i = 0,5 V_{\text{II}} h_{\text{II}}$ и соотношение (3) для времени движения фронта кристаллизации в зоне II, находим скорость выхода ленты V_{II} из валков-кристаллизаторов.

На основе анализа механизма формирования ленты и ее теплообмена с холодильником при двухвалковой закатке расплава, приведенного выше, разработан принципиально новый технологический процесс, позволяющий повысить скорость охлаждения расплава и улучшить качество получаемой ленты.

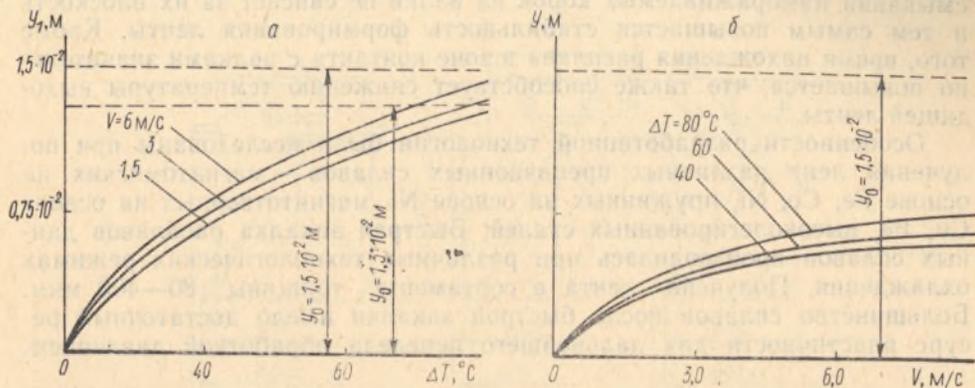


Рис. 2. Изменение высоты зоны перегрева (а), глубины лунки (б) в зависимости от температуры перегрева и скорости вращения валков соответственно; V — линейная скорость валков; y_0 — глубина ванны расплава; ΔT — температура перегрева расплава; диаметр валков — 0,15 м

При этом скорость охлаждения в значительной степени зависит от распределения жидкой и твердой фаз, а также поля скоростей внутри охлаждаемого объема расплава до момента окончания процесса затвердевания. Вследствие упругой деформации бочек валков в зоне закатки — деформации с образованием линейной зоны контакта между двумя валками быстрая закатка расплава идет практически перпендикулярно охлаждающим поверхностям, а процессы теплопроводности в расплаве и теплообмен с кристаллизатором определяются условиями теплопередачи на границе расплав — охлаждающая среда, так как термическое сопротивление теплопроводности стенки бандажа валка-кристаллизатора весьма мало и им можно пренебречь.

При использовании выражения для нахождения координаты конца зоны отвода тепла перегрева y_1 был проведен анализ изменения высоты данной зоны в зависимости от технологических параметров процесса. Он показал, что высота ванны расплава незначительно влияет на высоту данной зоны при фиксированных значениях перегрева металла и объемном расходе расплава в единицу времени. Аналогичное влияние оказывает изменение диаметра валков. Как показали исследования, наибольшее влияние на высоту зоны отвода тепла перегрева оказывают скорость вращения валков и перегрев металла (рис. 2, а). Увеличение глубины ванны расплава расширяет границу стабильного формирования ленты.

При быстрой закатке расплава в двух упругих валках-кристаллизаторах уже на первой стадии процесса условия теплообмена значительно отличаются от подобных в процессе закатки расплава в жестких валках. Это проявляется в повышенном коэффициенте теплопередачи от жидкого металла к охлаждающей среде, что уменьшает протяженность зоны отвода тепла перегрева и тем самым расширяются границы стабильного формирования ленты при тех же технологических параметрах процесса (перегрев расплава, скорость вращения валков). При этом

глубина лунки металла при закалке расплава на упругих валках находится как $U_0 - U_2 - \frac{h_k}{2}$.

Увеличение скорости вращения валков, их диаметра, повышение температуры перегрева и уменьшение высоты ванны ведет к росту глубины лунки, что может привести к нарушению сплошности получаемой ленты в жестких валках (рис. 2, б). Однако благодаря наличию зоны линейного контакта вследствие упругого сплющивания валков точка смыкания намораживаемых корок на валки не свисает за их плоскость и тем самым повышается стабильность формирования ленты. Кроме того, время нахождения расплава в зоне контакта с валками значительно повышается, что также способствует снижению температуры выходящей ленты.

Особенности разработанной технологии были исследованы при получении лент различных прецизионных сплавов — магнитомягких на основе Fe, Co, Ni, пружинных на основе Ni, магнитотвердых на основе Cu, Fe, высоколегированных сталей. Быстрая закалка расплавов данных сплавов производилась при различных технологических режимах охлаждения. Получена лента в сортаменте толщины 80—400 мкм. Большинство сплавов после быстрой закалки имело достаточный ресурс пластичности для дальнейшего передела обработкой давлением.

Summary

It shows, that the precision alloys are the most important kind of metallurgical production. The analysis of the freezing process of melt at the two-roll hardening for precision alloy belts production is given. It is settled, that the creation of linear contact zone at the elastic flattening of the rolls improves the heat—exchange condition, stabilize the process of belt formation accounts for the rise of the heat transfer coefficient and the increasing of melt existence time in the contact zone with the rolls.

Литература

1. Молотиллов Б. В. // Сталь. 1990. № 12. С. 1.
2. Кашин В. И., Кулешов Б. М., Козлов А. Г., Зинько Б. Ф. // Сталь. 1991. № 3. С. 79.
3. Соснин В. В. // Сталь. 1991. № 6. С. 76.
4. Верещагин М. Н. // Аморфные и микрокристаллические материалы. М., 1989. С. 5—8.
5. Степанов А. Н., Зильберг Ю. В., Неуструев А. А. Производство листа из расплава. М., 1978.
6. Верещагин М. Н., Тепляков В. Г. // Весці АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. 1991. № 4. С. 16—22.

Гомельский политехнический институт

Поступила в редакцию
11.09.92

УДК 621.73.043

Л. Н. ТЮРИН, В. В. ХАРЧЕНКО, В. А. ТИМАНЮК,
Д. Г. ЗМЕЕВ, М. П. АПАНАСЕВИЧ, Н. И. БОНДАРЕНКО

ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ФАСОННЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГАЮЩИХСЯ ВИБРАЦИОННЫМ НАГРУЗКАМ

В ряде случаев для получения фасонных деталей из цветных металлов используют литье под давлением [1]. Однако при изготовлении этим методом (например, из алюминиевого сплава Д16Т стаканов бытовых ингаляторов (рис. 1, а), подвергающихся в процессе эксплуата-