

ТЕХНОЛОГИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ

621.791.052:669.017.3

АНАЛИЗ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ ИЗМЕЛЬЧЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА СВАРОЧНОЙ ВАННЫ С НАЛОЖЕНИЕМ ВНЕШНИХ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ВОЗМУЩЕНИЙ

Канд. техн. наук, доц. В.П. МОРОЗОВ

Рассмотрены особенности процесса смесеобразования в дизельных двигателях с неразделенными и полуразделенными камерами сгорания. Предложены конструкции поршней, обеспечивающие направленное движение воздушного заряда в камере сгорания дизеля. Проведены экспериментальные исследования, подтверждающие эффективность их использования для снижения расхода топлива и дымности отработавших газов транспортного дизеля.

Features of carburation process in diesel engines with nondivided and semi-divided combustion chambers are examined. Designs of the pistons providing ordered air motion in the combustion chamber of a diesel engine are offered. The experimental researches which have confirmed efficiency of their use for decrease in fuel consumption and smoking of exhaust gases of a transport diesel engine are given.

Существующие особенности кристаллизации литого металла как в литейном производстве, так и при сварке, позволяют установить, периодичность гармонического характера при затвердевании металла. Одни исследователи склонны считать основной причиной, вызывающей цикличность кристаллизации, выделение скрытой теплоты плавления, тормозящей продвижение фронта затвердевания, другие — концентрационное переохлаждение перед межфазной границей, третьи — периодический подвод тепла к границе. Однако единого мнения пока не сложилось. Наши исследования позволяют внести некоторую ясность: кристаллизация чистых металлов (имеющих незначительное количество примесных элементов) определяется периодическим выделением скрытой теплоты кристаллизации; при затвердевании сплавов, содержащих существенное количество примесей, легирующих и модифицирующих элементов, механизм периодичности определяется одновременным действием двух факторов: накопление примесей на межфазной границе и выделение скрытой теплоты.

Получение мелкозернистой структуры литого металла сварного шва позволяет, как показывает практика, обеспечить высокие механические свойства сварного соединения в частности, а также повысить существенным образом технологическую прочность, коррозионную стойкость и надежность, увеличивая ресурс работы механизма в целом. В этом отношении задача поиска оптимальных условий управления образованием структуры представляет особую важность для машиностроения в целом.

Мелкозернистую структуру металла шва можно получить, выбрав одно из следующих направлений: 1) использование металла с природным мелким зерном; 2) применение

ние предварительной механической нагартовки свариваемого металла; 3) введение в металл шва во время сварки специальных модификаторов, как через присадочную проволоку, так и через флюсы и пасты; 4) выбор оптимальных сочетаний технологических параметров процесса сварки на основе богатого экспериментального опыта; 5) осуществление внешнего периодического воздействия на жидкий расплав сварочной ванны либо механического характера (низкочастотные или ультразвуковые колебания сварного соединения и присадочной проволоки), бесконтактное электромагнитное влияние на расплав или модулирование сварочного тока дуги в процессе сварки, а также применение импульсно-периодического режима ввода тепла в ванну; 6) изучение природы процесса кристаллизации жидкого металла и осуществление последующего эффективного управления основополагающими параметрами, ответственными за измельчение структуры.

Анализ литературных источников позволил выявить ряд технологических приемов, позволяющих получить измельченную структуру. Так, хорошо известно использование вибраций сварного изделия [1, 2]; ввод энергии от импульсного источника нагрева [3, 4]; импульсная подача присадочной проволоки [5] в различных пространственных положениях; применение источников с модуляцией сварочного тока, воздействующего на жидкий металл хвостовой части ванны [6, 7], а также в ряде случаев ввод отдельных тепловых источников, влияющих на зону термического влияния около осевой линии шва [8]; применение внешнего электромагнитного воздействия (ЭМВ) на расплав как в непрерывном режиме, так и пульсирующего с различной частотой магнитного поля [9—13] и т. д.

Одни авторы связывали условия образования структуры металла шва с влиянием подвода тепла к фронту затвердевания [14]. Другие исследователи [15, 16] полагают, что колебания жидкого металла сварочной ванны играют важную роль в структурообразовании.

Сложность явлений металлургического характера, происходящих в условиях неравновесной кристаллизации жидкого металла при сварке, когда происходит смещение точек структурных превращений диаграммы состояния в метастабильную область по причине больших скоростей охлаждения; а также наличие сварочных материалов с различными теплофизическими свойствами (вязкость, жидкотекучесть, структурный класс), не позволяет утвердиться в том или ином положении.

Позднее появились работы, в которых содержалось глубокое теоретическое осмысление особенностей процесса кристаллизации и высказывался ряд положений и гипотез, в какой-то степени раскрывающих отдельные части сложного механизма затвердевания [7, 9, 10, 18, 26]. Эти гипотезы можно условно разделить на три группы.

К первой следует отнести авторов, утверждающих первостепенность создания условий концентрационного переохлаждения в расплаве для образования гомогенных центров кристаллизации;

Вторые исследователи заявляют о возможности подплавления образующихся кристаллитов с последующим вымыванием остатков в жидкий расплав хвостовой части ванны;

Третьи указывают на определяющее значение механического перемешивания горячих и холодных потоков расплава ванны, основываясь на важности термического переохлаждения.

Согласно гипотезе Болдырева А.М. основную роль играет концентрационное переохлаждение как внутренний фактор, обуславливающий нарушение теплового баланса на межфазной границе и приводящий к периодичности процесса кристаллизации сварочной ванны. Период затвердевания, согласно утверждениям автора, включает в общем случае два слагаемых

$$t = t' + t'' , \quad (1)$$

где t' — время накопления примеси при последовательной кристаллизации сплава до образования критического концентрационного переохлаждения, способствующего скачкообразному прорастанию осей дендритов с интенсивным выделением скрытой теплоты затвердевания; t'' — время объемной кристаллизации переохлажденного участка жидкой фазы, в течение которого также выделяется скрытая теплота плавления.

Для получения мелкозернистой структуры металла шва требуется подавить направленный рост кристаллов за счет спонтанного образования новых центров кристаллизации в объеме жидкой фазы. Это достигается либо увеличением скорости сварки или понижением градиента температуры в расплаве при использовании действия дополнительного внешнего реверсируемого электро-магнитного поля (ЭМВ). Необходимая величина концентрационного переохлаждения у фронта кристаллизации, по расчетам автора, достигается при частотах реверсирования от 0,5 до 100 Гц для реальных скоростей сварки (18,0 ... 36,0) м/час [10].

Славин Г.А., поддерживая ведущую роль концентрационного переохлаждения при кристаллизации, придерживается несколько иной позиции, объясняя получение дезориентированной структуры [7]: для увеличения переохлаждения жидкого металла перед межфазной границей при сварке и для того, чтобы примеси стали устойчивыми центрами кристаллизации (ЦК) при гетерогенном процессе затвердевания, следует подравнять вершины дендритов основного металла. Реализовать указанные условия можно, используя или модулированный ток дуги, или источник в двумя электродами в импульсном режиме. Частоту наложения внешних возмущений следует согласовывать с периодом дендритной кристаллизации, величина которой определяется из выражения

$$f = \frac{1}{t_o + t_d + t_m} \text{ [Гц]}, \quad (2)$$

где t_o — время снятия перегрева вблизи межфазной границы и образования концентрационного переохлаждения (или время остановки процесса кристаллизации); t_d — время прораствания дендритом зоны переохлаждения; t_m — время затвердевания междендритной жидкости.

Так для жаропрочных аустенитных сталей и сплавов на основе никеля период дендритной кристаллизации равен 0,03 ... 0,04 с, а частота наложения внешних возмущений в форме импульсов тока $12,5 \pm 2,0$ Гц.

Таким образом, частота внешних возмущений должна согласовываться, в отличие от гипотезы Болдырева А.М., с длительностью затвердевания зоны переохлаждения, т.е. с периодичностью роста кристаллитов.

Абралов М.А. [12] утверждает, что измельчение структуры металла шва может происходить в результате образования зародышей кристаллизации в виде равноосных полуплавленных ветвей дендритов, которые отделились при оплавлении. В основу своих объяснений он положил хорошо известные данные из литейного процесса, когда температурные флуктуации около фронта кристаллизации неизбежно приводили к оплавлению затвердевших боковых ветвей дендритов, содержащих большое количество растворенного компонента. Как правило, у дендритов такими участками являются основания ветвей, имеющие поэтому более низкую температуру плавления по сравнению с участками первичных осей. Воздействуя переменным электромагнитным полем (ЭМВ) на расплавленный металл, можно инициировать образование конвективных знакопеременных

потоков, в результате движения которых появляются температурные флуктуации на межфазной границе.

Оптимальная частота воздействия ЭМВ, обеспечивающая получение равноосной структуры, определяется по формуле

$$f_p = \frac{v_{св} G \left(\frac{t_n}{t_n} \right)}{2 \text{ТИК} \left(\frac{t_n}{t_n} + 1 \right)}, \quad (3)$$

где $v_{св}$ — скорость сварки, см/с; G — градиент температуры у фронта кристаллизации, $С^\circ/\text{см}$; ТИК — температурный интервал кристаллизации, $С^\circ$; t_n — время паузы, сек; t_n — время импульса, с.

Для диапазона скоростей сварки от 9,0 до 54 м/ч интервал оптимальных частот будет в пределах 0,6...15,0 Гц. В чистых металлах, по мнению некоторых авторов, измельчения структуры практически не происходит. В случае сварки сплавов с узким ТИК (например, сталь марки 08Х18Н10Т) измельченная зона располагается иногда только у оси шва. Для сплавов с широким ТИК эффект измельчения структуры наблюдается по всему сечению, что характерно наблюдать, например у алюминиевого сплава марки 1420.

По мнению Якушина Б.Ф. и Мисюрова А.И. [13] главной причиной измельчения столбчатой структуры при наложении на сварочную ванну низкочастотных возмущений является прерывистый рост твердой фазы, вызываемый механическим перемешиванием расплава в ванне. При увеличении скорости роста этой фазы достигается известный из литья эффект измельчения дендритных ячеек, механизм которого состоит в ветвлении выступающих ветвей дендритов твердой фазы [18].

Было высказано предположение, что при кристаллизации как чистых металлов, так и сплавов основной механизм ветвления сочетается с другим, основанным на явлении концентрационного переохлаждения. В начальный период кристаллизации очередного слоя твердой фазы движущей силой роста является термическое переохлаждение (ТП). В процессе затвердевания создается и концентрационное переохлаждение (КП), которое способствует дендритизации структуры. При сварке без колебаний КП усиливается к центру шва, но в условиях столбчатого направленного роста оно не приводит к измельчению структуры, наоборот, кристаллы укрупняются. Иное получается при сварке с ЭМВ. Растущий кристаллит, укрупняясь в условиях КП, прерывает свой рост при поступлении перегретого жидкого металла на фронт кристаллизации. Дальнейший рост связан с появлением новых зародышей, поскольку эпитаксиальный рост его в условиях КП невозможен.

Тюменцев И.Г. [9], исследуя процесс сварки неплавящимся электродом высокопрочных сталей марки КВК-32 с применением ЭМВ, заключил, что колебания дуги из-за взаимодействия скрещенных электрического и магнитного полей не являются определяющими при дезориентации осей первичных кристаллитов металла шва. Определяющую роль играет частота реверсирования электромагнитного поля, которая должна, по его мнению, обеспечить подплавление уже закристаллизовавшейся части шва и деформирование поверхности фронта затвердевания. Эта частота тесно связана со скоростью сварки и может быть вычислена с помощью эмпирической формулы, полученной на основе эксперимента

$$f_{\text{рен}} = kv_{св}, \quad (4)$$

где k — эмпирический коэффициент, имеющий значения 0,06...0,08; $v_{св}$ — скорость сварки тонколистовой стали с полным проплавлением в пределах 0...36,0 м/ч.

По мнению Черныша В.П. [11], частота реверсирования находится в прямой связи с эффективным временем ($\tau_{\text{эф}}$) разгона металла сварочной ванны до скорости установившегося движения. Поэтому интервал реверсирования в зависимости от скорости сварки, необходимый для достижения высокого качества поверхности шва, может быть выбран согласно формуле:

$$t_p \leq \frac{3,6}{k v_{св}} [с], \quad (5)$$

где k — количество чешуек на 1 погонном мм шва ($k = 1, 2, 3$); $v_{св}$ — скорость сварки м/ч.

В отличие от предыдущих авторов Руссо В.Л. [2] и Семенов П.И. [19] считают, что основной причиной подавления направленного роста кристаллитов и создания условий, благоприятных для зарождения и роста новых центров кристаллизации, является периодическое повышение температуры твердого металла около межфазной границы.

Причем эффект измельчения структуры сварного шва объясняется прерывистостью кристаллизации металла, так как периодически изменяется термическое переохлаждение на межфазной границе вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации. В этом случае оптимальная частота импульсного подогрева зоны термического влияния хвостовой части ванны при скорости сварки 12 м/ч составила 7,0 Гц. Эта особенность, подтвержденная экспериментально, характерна, в частности, для алюминиевого сплава марки 1925 с добавками 0,19% Zr.

Этой же точки зрения придерживается и Малинкин И.В. [18]. Он считает, что определяющим эффектом, ответственным за достигаемое измельчение структуры при сварке с ЭМВ, является снижение радиального градиента температуры сварочной ванны и связанное с этим увеличение протяженности зоны переохлаждения перед фронтом кристаллизации. Степень измельчения структуры и параметры режима сварки в продольном магнитном поле функционально связаны зависимостью

$$C_{\text{и}} = f\left(\frac{B I_{св} \lambda}{\rho \eta}\right), \quad (6)$$

где $C_{\text{и}}$ — степень измельчения структуры; B — индукция управляющего магнитного поля; $I_{св}$ — сила сварочного тока; λ — теплопроводность материала; ρ — плотность материала; η — вязкость металла сварочной ванны.

Однако сложность процесса затвердевания жидкого металла не позволила нам окончательно утвердиться в том или ином технологическом решении поставленной задачи.

Все приведенные выше гипотезы и положения имеют определенные недостатки. Так, при наличии теоретических основ, объясняющих получение эффекта измельчения структуры, отсутствуют дальнейшие экспериментальные подтверждения. В другом случае результаты полученных экспериментов не находят соответствующего теоретического обоснования.

Использование явления концентрационного переохлаждения для объяснения основных причин измельчения элементов первичной структуры при сварке с ЭМВ, как это делает Болдырев А.М., является частным подходом. Концентрационное переохлаждение как ведущий механизм при кристаллизации не всегда таковым является. Например, явление измельчения зерна при сварке с ЭМВ отмечено, хотя и в более слабом виде, для чистых металлов.

Болдырев А.М. не учитывает наличия ЦК на межфазной границе в виде полуоплавленных зерен или вершин дендритов основного металла, с которых и начинается затвердевание по причине термодинамической выгоды. Причем последнее происходит раньше по времени, чем переохлаждение достигнет необходимой величины для обеспечения устойчивости гомогенного процесса образования ЦК в расплаве. Автор также исключает возможность измельчения чистых металлов.

Славин Г.Д., добиваясь усиления величины концентрационного переохлаждения за счет уничтожения готовых центров кристаллизации в виде вершин дендритов, не совсем точно определил термо-концентрационную обстановку на фронте затвердевания. Оплавление основного металла приведет к изменению концентрации как матричного элемента в жидком расплаве, так и примеси. Причем относительное количество основного элемента увеличится, а примесного снизится. Соответствующее повышение температуры на фронте затвердевания замедлит рост дендритов, не ускорит, как утверждает автор. Указывается также на обязательное содержание примеси в расплаве как на одно из необходимых условий получения мелкозернистой структуры, что достаточно сложно реализовать при сварке чистых металлов.

Возникли сложности при объяснении его экспериментальных данных, что для сплавов с различными теплофизическими свойствами (никелевый сплав ВЖ101, ВЖ105; нержавеющая сталь ЭИ835; титановый сплав-ОТ-4.1; алюминиевый сплав Д18), полученных при $v_{св} = 12$ м/ч, частота модуляции сварочного тока, обеспечивающая получение измельченной равноосной структуры, была одинаковой — 12,5 Гц.

Семенов Н.И. высказывает мнение, что ведущим механизмом периодичности процесса затвердевания является выделение скрытой теплоты кристаллизации при охлаждении алюминиевого сплава (Al + 0,19% Zr), но в основу своего положения берет результаты исследования теплофизических свойств чистого алюминия марки А99 (99,99% Al).

Не нашли объяснения у Макары А.М. [12] и факты перехода от транскристаллитной столбчатой структуры к структуре с измельченными короткими осями дендритов при переходе от частоты поперечных колебаний дуги в 1,0 и 8,0 Гц к частоте 3,0 Гц в процессе сварки на скорости $v_{св} = 12$ м/ч.

Возможность подплавления оснований ветвей дендритов и выноса их в расплав перед фронтом кристаллизации при сварке с ЭМВ алюминиевого сплава 1420 может иметь место, но носит случайный характер и представляет собой весьма маловероятный процесс, несмотря на объяснения Абралова А.М. Скорости кристаллизации и, соответственно, градиенты температуры в этом случае имеют значительные величины по сравнению с литьем и поэтому существенно сокращают время для реализации высказанных предположений при сварке.

Действительно, у фронта кристаллизации периодически меняется градиент температуры по мере поступления перегретого металла из зон действия дуги в хвостовую часть ванны при сварке с ЭМВ. Возникающие конвективные потоки периодически под действием электромагнитных сил Лоренца заставляют жидкий металл волнами воздействовать на затвердевшую часть шва. Причем это свойственно как процессам сварки с действием внешнего электромагнитного источника, так и без его влияния, что подтверждается сваркой малых толщин малоамперной дугой [17]. Электрическая цепь в этом случае включает электрод, дугу, жидкий металл ванны и его затвердевшую часть, подключенную к другому полюсу источника (проводник с током). По законам физики в проводнике с током возникают электромагнитные силы, которые следует учитывать, в том числе при согласовании взаимного воздействия внешнего и собственного электромагнитного поля. В этом случае градиент температуры может, как увеличиваться, так и снижаться или

ускоряя процесс кристаллизации или существенно снижая его. Поэтому нам представляется, что следует изменить собственно сам подход к оценке существующего богатого экспериментального опыта и предложить следующее.

Тепловое движение частиц в твердых телах представляет собой их колебания около определенных положений динамического равновесия. В результате флуктуаций тепловой энергии некоторые атомы приобретают энергию, значительно превышающую среднюю ее величину, приходящуюся на частицу. С повышением температуры твердость тела усиливается подвижность отдельных атомов, которые способны перемещаться внутри кристаллической решетки, преодолевая потенциальные энергетические барьеры. При достижении температуры плавления и выше межатомные связи нарушаются, приводя к хаотическому движению молекул и атомов вещества — тем самым осуществляется процесс плавления металлов.

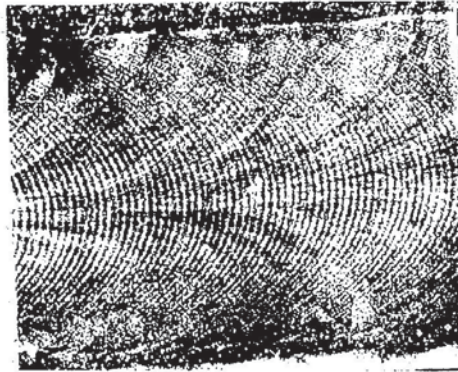
В случае кристаллизации расплавленного металла следует ожидать, что затвердевание жидкой фазы должно происходить в обратном порядке по отношению к процессу плавления. При охлаждении расплава до температуры кристаллизации или переохлаждения до более низких температур масса его переходит в кристаллическое состояние не мгновенно и не одновременно во всем объеме. Рост твердой фазы происходит либо из готовых ЦК в виде, например, тугоплавких частичек при соответствующей величине переохлаждения, либо за счет тепловых флуктуаций, возникающих при критических градиентах температур и зависящих от степени переохлаждения (ΔT °С) расплава [18]. Отложение кристаллического вещества на поверхности растущего кристалла происходит не монотонно, а скачками с некоторой частотой и может быть связано с образованием на кристаллической грани двухмерных зародышей.

Металлографический анализ экспериментального материала, полученного и накопленного лабораторией технологической прочности МГТУ им. Н.Э. Баумана, основанной профессором Н.Н. Прохоровым, позволил установить особенности и различия в протекании процесса кристаллизации литого металла шва при сварке. Структура сварных швов имеет характерное слоистое строение, что позволяет говорить о химической неоднородности металла, а наличие периодичности слоев является следствием цикличности затвердевания. Эта особенность характерна как для импульсного процесса сварки, когда формирование шва происходит из отдельных точек, так и для непрерывного цикла (рис. 1). Замечено, что затвердевание металла происходит дискретно и в кратерах, когда не действует источник тепла.

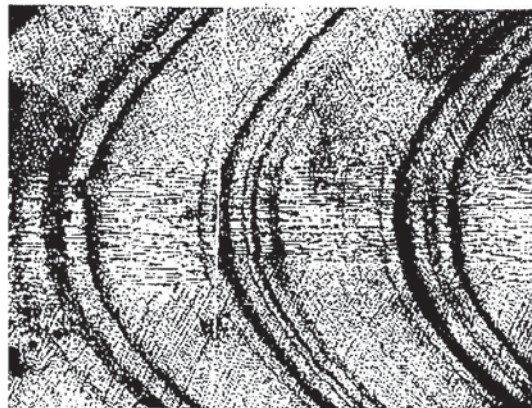
Так, при сварке чистых металлов и сплавов на их основе частота зависит от технологических параметров сварки и в первую очередь от скорости перемещения источника тепла, а также определяется природой исходного материала. Следует иметь в виду, что частота кристаллизации носит самопроизвольный или естественный характер, зависящий от внутренних факторов тепло- и массопереноса металла.

Металлографический анализ структуры металла с лицевой поверхности швов и в поперечном сечении чистого алюминия марки АВ000 показал наличие строгой периодичности кристаллизационных слоев, соответствующих по форме изотермам плавления сварочной ванны (рис. 1). Экспериментальная зависимость $f_{кр} = \varphi(v_{св})$ при дуговой сварке чистого алюминия неплавящимся электродом в аргоне представляет собой экспоненту при увеличении скорости сварки (рис. 2). Периодичность процесса кристаллизации в этом случае определяется частотой выделения скрытой теплоты плавления, которая приводит к остановкам в движении межфазной границы, изменяя термическое переохлаждение (ТП) расплава у фронта кристаллизации. Незначительное содержание примесных элементов в составе чистого алюминия не позволяет

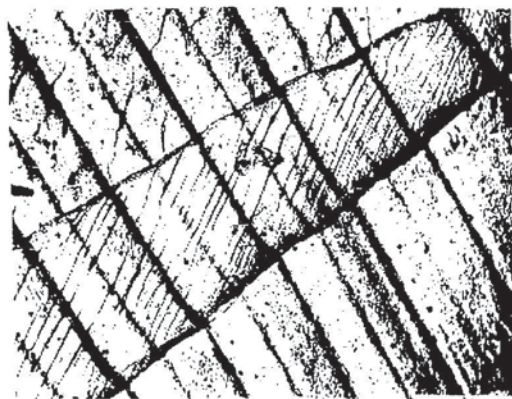
говорить о влиянии концентрационного переохлаждения на процесс кристаллизации. Аналогичные результаты были получены и при сварке плавящимся электродом на переменном токе пластин из алюминия другой марки (АД-1) [19]. Утверждения автора о взаимосвязи периодичности повторения изотерм затвердевания и величины промышленной частоты переменного тока источника не нашли подтверждений, хотя отдельные экспериментальные точки и соответствуют этой частоте.



а)



б)



в)

Рис. 1. Микроструктура свободной поверхности сварного шва после аргоно-дуговой сварки: а — травленная поверхность чистого алюминия АВ 0000 при $v_{св} = 0,75$ см/сек, $\times 10$; б — поверхность сплава (Al + 1,33% Cu) при скорости $v_{св} = 1,37$ см/сек (49,3 м/час), $\times 120$; в — структура чистого алюминия АВ 000, сваренного на режиме: $I_{св} = 280$ А, $v_{св} = 36,0$ м/час, $\times 200$.

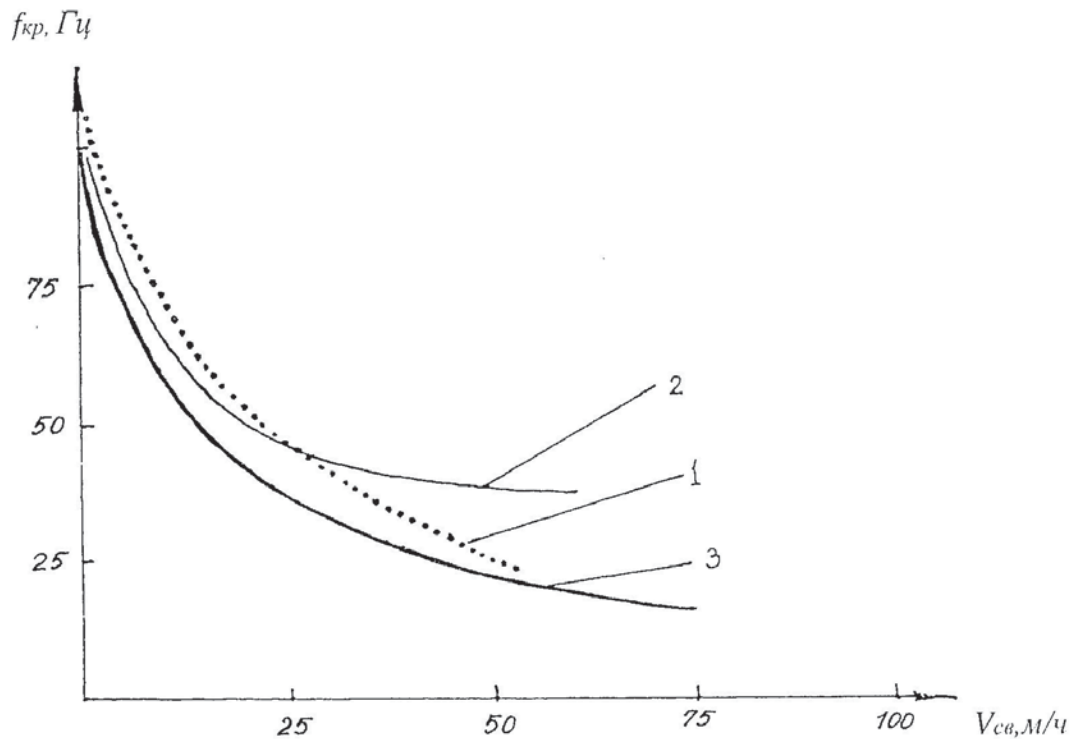


Рис. 2. Изменение частоты естественной кристаллизации $f_{кр}$ в зависимости от скорости сварки $V_{св}$:
 1 — для алюминия марки АД 1 [18]; 2 — для чистого титана марки ВТ 1-0;
 3 — для чистого алюминия марки АВ 000

Математическая обработка экспериментальных данных позволила вывести эмпирическое выражение для определения частоты самопроизвольной кристаллизации в условиях сварки чистого алюминия (марка АВ000). Оно представляет собой экспоненту

$$f_{кр} = 10 + \frac{22,52}{\sqrt{(v_{св} + 0,343)^3}}, \text{ Гц} \quad (7)$$

где $v_{св}$ — скорость сварки, см/с; 10 — постоянный коэффициент, Гц; 22,52 — постоянный коэффициент, $\frac{\text{см}^{3/2}}{\text{с}^{5/2}}$; 0,343 — постоянный коэффициент, см/с.

Несколько иная зависимость была получена для алюминиевого сплава марки АМг-6 или для двухкомпонентного экспериментального сплава (Al + 1,33% Cu). Выявленная дискретность структуры (рис. 1) имела более сложный характер. В этом случае выведенная зависимость иллюстрирует совместное влияние двух механизмов (рис. 3): термического переохлаждения за счет выделения скрытой теплоты кристаллизации и концентрационного переохлаждения расплава по причине накопления примеси перед фронтом затвердевания в процессе роста твердой фазы. В математическом виде она представляет собой сумму двух зависимостей

$$f_{кр} = f_{ст} + f_{кн}, \quad (8)$$

где $f_{ст} = \frac{3,79}{\sqrt{(v_{св} + 0,1)^3}}$ Гц — частота выделения скрытой теплоты кристаллизации;

$\bar{f}_{\text{кп}} = 14,47 \times v_{\text{св}}^2$ Гц — частота образования концентрационного переохлаждения. Последнее слагаемое (8) можно представить в другом виде:

$$f_{\text{кп}} = \frac{0,5k \lg e v_{\text{св}}^2}{D_{\text{ж}}} \text{ Гц.} \quad (9)$$

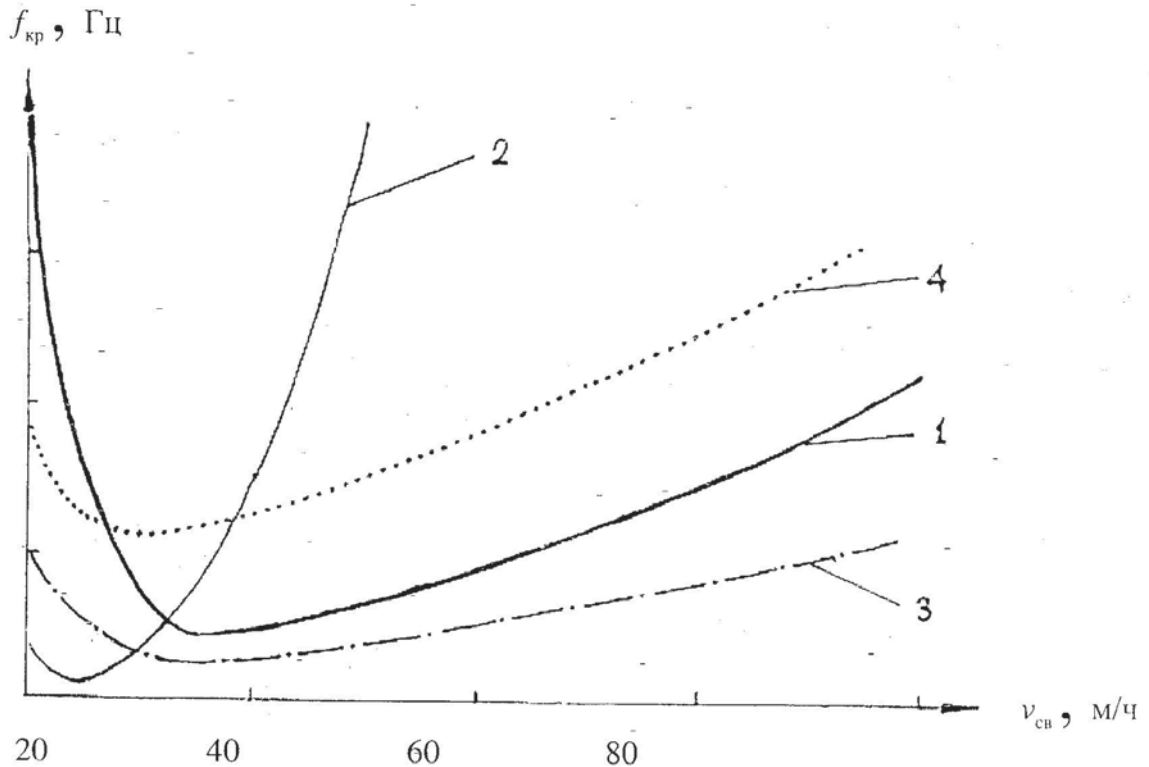


Рис. 3. Зависимость частоты кристаллизации $f_{\text{кр}}$ от скорости сварки $v_{\text{св}}$ для различных материалов: 1 — алюминиевого сплава марки АМг-6; 2 — титанового сплава ОТ-4.1; 3 — нержавеющей стали X18H10T; 4 — малолегированный Cr (хром)

Постоянные коэффициенты имеют следующие значения: $D_{\text{ж}} = 15 \times 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$ — коэффициент диффузии примесного элемента (Cu) в жидкости (Al); $k = 0,01$ — коэффициент распределения примеси в расплаве на межфазной границе; $\lg e = 0,43429$.

Изложенные выше результаты позволили заключить: чистые металлы, не имеющие необходимого количества примесных элементов, затвердевают периодически за счет выделения порциями скрытой теплоты кристаллизации; сплавы металлов с содержанием достаточного количества примесных элементов кристаллизуются под действием 2-х механизмов: периодического выделения скрытой теплоты кристаллизации и периодического действия концентрационного переохлаждения при изменении скорости сварки. При этом ведущее действие каждого, исходя из полученной экспериментальной зависимости, проявляется в соответствующей области.

Периодический характер естественной кристаллизации чистых металлов и сплавов определяется их физической природой и зависит от тепловой обстановки и скопления примеси на межфазной границе. В условиях сварки расплав ванны перед фронтом кристаллизации оказывается переохлажденным. Переохлаждение в общем виде может быть двоякого рода — термическим и концентрационным. При термическом переохлаждении происходит, как правило, кристаллизация сверхчистых металлов, а также может начи-

наться затвердевание сплавов. Выделяющаяся в этом случае скрытая теплота постепенно снимает начальное термическое переохлаждение. В дальнейшем на более поздних стадиях величина термического переохлаждения будет зависеть от геометрии сварочной ванны и внешних условий, определяющих теплоотвод с межфазной границы.

Возникновение в расплаве концентрационного переохлаждения (КП) подробно рассмотрено в работах М. Флемингса, В.А. Тиллера и Б. Чалмерса [19, 25, 26]. При неравновесной кристаллизации состав жидкого расплава не выравнивается. В слое жидкости перед фронтом кристаллизации возникает градиент концентрации растворенного компонента. Причем примесь может, как понижать, так и повышать температуру кристаллизации. Градиенту концентрации соответствует определенный градиент температур ликвидуса. Однако фактическая температура расплава может не совпадать с равновесной температурой и быть ниже последней. Чем больше концентрация примеси и меньше температурный градиент в расплаве, тем шире область КП перед фронтом. В теории кристаллизации В. Маллинзом и Р. Секкеркой рассматривается вопрос о динамике устойчивости плоского фронта затвердевания при наложении малых внешних периодических возмущений. В этом случае условие устойчивости в математическом выражении имеет вид [27]:

$$\frac{G_{\text{ж}}}{V_{\text{к}}} + \frac{\rho_{\text{ж}} \Delta H}{2a_{\text{ж}}} \geq - \frac{m_{\text{ж}} C_0 (1-k) (a_{\text{тв}} + a_{\text{ж}})}{D_{\text{ж}} k} \frac{1}{2a_{\text{ж}}} \varphi, \quad (10)$$

где $\rho_{\text{ж}}$ — плотность металла $\frac{\text{г}}{\text{см}^3}$; ΔH — скрытая теплота кристаллизации Кал/г ;

$a_{\text{ж}}$ — теплопроводность кристалла и расплава, $\frac{\text{Кал}}{\text{см} \cdot \text{с} \cdot ^\circ\text{C}}$; φ — безразмерная функция, учитывающая действие поверхностной энергии α . (Если $\alpha = 0$, то $\varphi = 1$. При значениях поверхностной энергии, характерных для межфазной границы, $\varphi = 0,8 \dots 0,9$). Анализ неравенства показывает, что концентрационное переохлаждение перед межфазной границей зависит от диффузионного процесса накопления примеси и распределения тепла на фронте кристаллизации. При этом плоский фронт может сохраняться даже при наличии в расплаве некоторого концентрационного переохлаждения.

Ландау А.И. [23] определил, что в условиях концентрационного переохлаждения самовозбуждающееся перемещение фронта кристаллизации может носить скачкообразный характер с периодическим захватом примесей растущими кристаллами даже при постоянстве тепловой обстановки в расплаве. Подавить образование ячеистой структуры в литом металле, для получения мелкозернистой структуры, можно или за счет замедления роста твердой фазы, позволяющего примеси диффундировать в расплав, или за счет создания в расплаве резкого температурного градиента, обеспечивающего устойчивость плоского фронта. Другой путь может состоять в повышении термического переохлаждения (ТП), добиться которого в условиях сварки достаточно сложно.

Поскольку процесс затвердевания происходит периодически, то можно предположить, что тепловая обстановка на межфазной границе носит тот же характер. Как показывают металлографические исследования, движение межфазной границы бывает, как ускоренным, так и с замедлением. При этом между циклами происходит полная остановка, а иногда граница движется в обратном направлении и тогда происходит подплавление основного металла.

Для решения поставленной задачи предлагается усилить термическое переохлаждение расплава за счет создания эффекта «качелей», который реализуется в условиях резонанса. Установив собственную частоту кристаллизации жидкого металла, соответствующую его теплофизическим свойствам с учетом характера источника тепла, можно осуществить управле-

ние процессом затвердевания с помощью принудительного внешнего источника тепла, воздействующего с той же частотой. В этом случае явление резонанса способствует переохлаждению расплава перед межфазной границей, из-за чего образуются дополнительные центры кристаллизации при сварке сплавов и существенным образом увеличивающее скорость кристаллизации в случае сварки чистых металлов. Предложенное решение позволит получить мелкозернистую равноосную структуру.

В качестве внешнего источника колебаний может использоваться модуляция сварочного тока, механические и электромагнитные колебания дуги, реверсирование магнитного поля, бесконтактно воздействующего на металл сварочной ванны, механическая вибрация сварного изделия и другие.

Подтверждением соответствия высказанной гипотезы служит пример сварки нержавеющей стали X18H9 с применением внешних периодических поперечных колебаний дуги [12]. Обеспечение условия резонанса, когда частота внешних колебаний источника тепла в 3,0 Гц совпала с частотой естественной кристаллизации для скорости сварки 11,0 м/ч позволило достичь значительных изменений в микроструктуре (рис. 5). Произошло перестроение структуры литого металла за счет подавления роста столбчатых первичных дендритов, что характерно было для других режимов колебания дуги, как большей, так и меньшей частоты. Границы кристаллитов стали размытыми и пропала плоскость слабины. Результатом измельчения первичных форм кристаллизации является существенное повышение пластичности: относительное удлинение составило 51,1% (пластичность повысилась на 25...30%); временный предел прочности составил $\sigma_{\text{в}} = 59,1 \text{ кг/мм}^2$ по сравнению со свойствами стали, полученной на других режимах.

Аналогичный результат был получен и при сварке среднеуглеродистой стали типа 42Х2ГСНМ: пластичность повысилась на 15...20 %, а максимальная прочность метал-

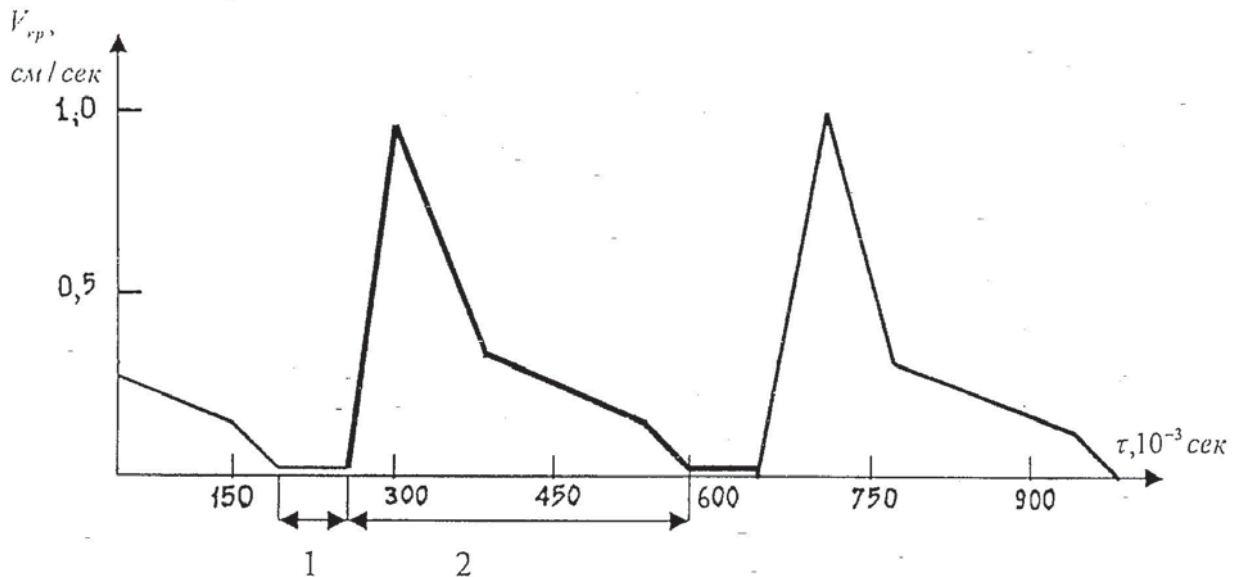


Рис. 4. Циклограмма изменения скорости кристаллизации при сварке стали X18H10T со скоростью 11,0 м/час в хвостовой части ванны [14]: 1 — период ускоренной кристаллизации t_3 ; 2 — время замедления кристаллизации t_4 ; 3 — время остановки кристаллизации t_0 .

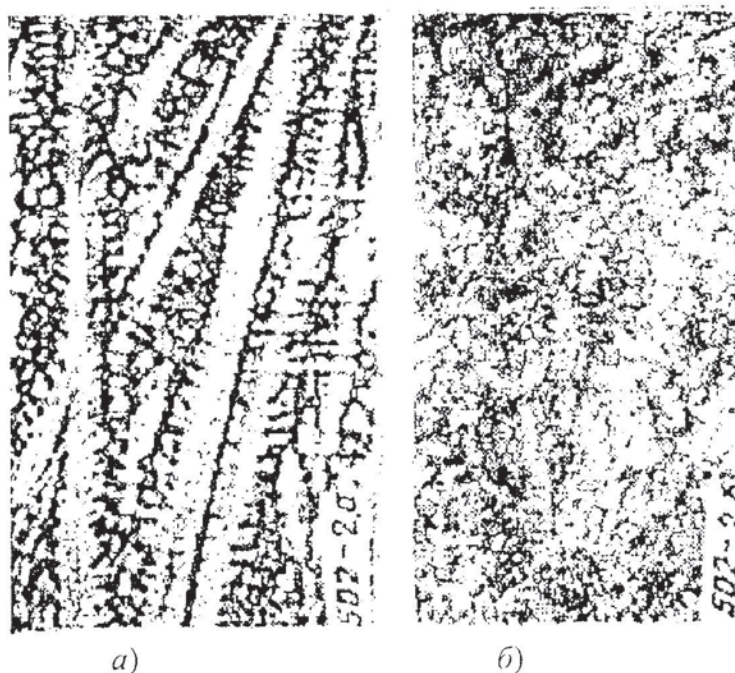


Рис. 5. Первичная структура металла шва стали типа 42X21C11M и X18119 [14]: ($I_{св} = 150$ А; $U_d = 12$ В; $V_{св} = 12,0$ м/ч) (x100): а – без перемещений; б – с поперечными перемещениями дуги (частота 3,0 Гц, амплитуда 3,5 мм)

ла валиков достигла 187 кг/мм^2 . Следствием влияния резонансного явления при частоте 3,0 Гц стало уменьшение суммарной продолжительности пребывания металла около шовной зоны (ОШЗ) при температуре перегрева (свыше $1000 \text{ }^\circ\text{C}$) по сравнению с другими режимами сканирования с 2,0 с до 0,6 с. Это позволило избежать укрупнения зерна в ОШЗ.

Представленная гипотеза позволяет обоснованно подойти к выбору режимов сварки и наложению внешних дополнительных источников периодических возмущений, вводимых в расплав жидкого металла и создающих резонанс, что намечает новый путь управления процессом кристаллизации жидкого металла шва.

Выводы

1. Процесс кристаллизации жидкого металла сварочной ванны носит периодический характер и происходит с некоторой частотой, согласуемой со скоростью сварки (т.е. зависящей от режимов сварки) и определяемой теплофизическими свойствами свариваемого материала.

2. Установлено, что при затвердевании технически чистых металлов ведущим механизмом является циклический характер выделения скрытой энергии кристаллизации, снимающей термическое переохлаждение и вызывающей периодические остановки при движении фронта кристаллизации.

3. Кристаллизация сплавов определяется согласованным действием 2-х механизмов: периодическим накоплением примеси и созданием условий концентрационного переохлаждения на межфазной границе; выделением скрытой теплоты кристаллизации.

4. При использовании технологических приемов с целью получения измельченной структуры металла сварного шва, например, применение поперечных колебаний элект-

рода, необходимо частоту внешнего воздействия согласовывать с частотой естественной кристаллизации для получения эффекта «резонансного явления».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сутырин Г. В. Исследование механизма воздействия низкочастотной вибрации на кристаллизацию сварочной ванны. // Автоматическая сварка, 1975. — №5. — С. 7—10.
2. Аристов С. В., Руссо В. Л. Кристаллизация металла шва при низкочастотных колебаниях расплава / Сварочное производство, 1982. — №11. — С. 42—44.
3. Петров А. В., Бирман У. И. Кристаллизация металла шва при импульсно-дуговой сварке. // Сварочное производство, 1968. — №6. — С. 1—3.
4. Бирман У. И., Петров А. В. Влияние характера кристаллизации металла шва при импульсно-дуговой сварке вольфрамовым электродом на образование горячих трещин. // Сварочное производство, 1971. — №6. — С. 14—17.
5. Лебедев В. А., Коротынский А. Е., Мозок В. М., Пичак В. Г. Опыт применения дуговой наплавки с импульсной подачей электродной проволоки // Автоматическая сварка, 2001. — №2. — С. 37—41.
6. Combined effect of current pulsation and Zr addition on improvement of solidification cracking of Al-Zn-Mg alloy weld metal / F. Matsuda, K. Nakata, K. Tsukamoto, et al. // Trans. JWRI. — 1985. — 14, N 2. — P. 99—104.
7. Славин Г. А. Формирование дезориентированной структуры металла шва при наложении низкочастотных возмущений на сварочную ванну // Сварочное производство, 1980. — №6. — С. 3—5.
8. Семенов Н. И., Рабкин Д. М. Измельчение первичной структуры металла швов на алюминиевых сплавах с помощью локального импульсного подогрева // Автоматическая сварка, 1989. — №6. — С. 7—12.
9. Болдырев А. М. О механизме формирования структуры металла шва при введении низкочастотных колебаний в сварочную ванну // Сварочное производство, 1976. — №2. — С. 52—55.
10. Абралов М. А., Абдурахманов Р. У. О механизме измельчения первичной структуры металла сварного шва при электромагнитном воздействии. // Автоматическая сварка, 1982. — №2. — С. 18—21.
11. Якушин Б. Ф., Мисюров А. И. Повышение технологической прочности швов при сварке среднелегированной стали с электромагнитным воздействием // Сварочное производство, 1979. — №12. — С. 7—9.
12. Макара А. М., Кушнirenко Б. Н. Поперечные перемещения дуги как фактор улучшения структуры и свойств сварных соединений. // Автоматическая сварка, 1967. — №1. — С. 31—35.
13. Алов А. А., Виноградов В. С. Влияние вибрации электрода на процессе дуговой сварки и свойства швов. // Сварочное производство, 1958. — №9. — С. 19—22.
14. Алов А. А., Виноградов В. С. Повышение качества металла сварных швов // Сварочное производство, 1957. — №7. — С. 9—10.
15. Флемингс М. Процессы затвердевания. — М.: Мир, 1977. — С. 424.
16. Семенов Н. И., Рабкин Д. М. Измельчение первичной структуры металла швов на алюминиевых сплавах с помощью локального импульсного подогрева // Автоматическая сварка, 1989. — №6. — С. 7—12.
17. Дятлов В. И., Абралов М. А., Шнайдер Б. И. Первичная кристаллизация жидкой ванны при сварке металлов малых толщин // Автоматическая сварка, 1967, №1. — С. 26—30.
18. Жданов Г. С. Физика твердого тела. Издательство Московского университета, 1962. — 502 с.
19. Никфоров Г. Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972. — 264 с.
20. Тиллер В. А. Многофазная кристаллизация. — В кн.: Жидкие металлы и их затвердевание. М.: Металлургиздат, 1962. — С. 307—354.
21. Чалмерс Б. Теория затвердевания. — М.: Металлургия, 1968. — 288 с.
22. Маллинз В., Секерка Р. Устойчивость плоской поверхности раздела фаз при кристаллизации разбавленного бинарного сплава. — М.: Мир, 1968. — С. 108—126.
23. Ландау А. И. К вопросу о волнообразном характере распределения примеси вдоль длины растущего монокристалла // Физика металлов и металловедение, Т. 6, Вып. 1, 1958. — С. 146—148.