

Также как и в предыдущих схемах при расположении надреза в середине длины образца траектория движения трещины представляет практически прямую линию с небольшим отклонением от первоначального направления.

При расположении надреза в первой четверти длины образца после прохождения первой границы, границы раздела, происходит отклонение направления распространения трещины с последующим отгибанием по границе раздела упрочнённого участка.

Таким образом, если трещине распространяется из упрочнённого участка и неупрочнённого, то характер траектории движения трещины от этого не изменяется.

Зависимость траектории распространения трещины от места надреза на боковой грани образца зависит от того под каким углом трещина подходит к первой границе раздела. Если надрез расположен в середине длины рабочей части образца, то трещина подходит к первой границе раздела практически под углом  $90^\circ$ . При расположении надреза в первой четверти длины образца трещина подходит к первой границе раздела под углом  $45^\circ$ , т.е. под острым углом.

Зависимость характера распространения трещины от угла падения на границу раздела можно, по-видимому, объяснить следующим образом. Как известно [4], разрушению предшествует распространение упругой волны, затем пластической со скоростью  $0,6-0,7$  от скорости упругих волн и только потом движется трещина. Скорость трещины обычно составляет  $0,2-0,3$  от скорости упругих волн. Таким образом, направление распространения упругих и пластических волн определяет траекторию движения трещины. Если упругая волна падает нормально на поверхность границы раздела двух сред, то она распространяется в новой среде без преломления. В случае падения упругой волны на границу раздела сред под острым углом, происходит преломление ее в соответствии с законом Снелиуса [5].

### Выводы

На основании проведенных исследований сделаны следующие выводы:

1. Если трещина подходит нормально к границе раздела сред в неоднородном материале, то трещина пересекает эту границу без изменения направления.

2. Если трещина подходит под острым углом к границе раздела сред в неоднородном материале, то трещина отклоняется от своего первоначального направления.

Направление траектории движения трещины определяется направлением упругих волн, возникающих в месте зарождения трещины.

### Список литературы

1. А. С. 1452846, СССР, МКИ<sup>3</sup> кл. С21Д1/02. Способ упрочнения листового проката / Долженков Ф. Е., Следнев В. П., Подгайский М. С. и др. – № 41930/23-02 ; заявл. 05.08.1986 ; опубл. 23.01.1989, Бюл. № 3.
2. Максимов А. Б. Термически армированный толстолистовой прокат из низколегированных сталей / А. Б. Максимов // Вопросы материаловедения. – № 3 (63). – 2010. – С. 40–44.
3. Финкель В. М. Физические основы торможения разрушения / В. М. Финкель. – М. : Металлургия. – 1977. – 360 с.
4. Кольский Г. Волны напряжения в твердых телах / Г. Кольский. – М. : Иностран. лит.-ра, 1955. – 192 с.
5. Максимов А. Б. Особенности распространения упругих волн в композитных сталях / А. Б. Максимов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – № 1. – 2007. – С. 39–42.

Одержано 14.06.2011

© Канд. техн. наук А. Б. Максимов

Государственный морской технологический университет, г. Керчь

**Maximov A. Features of inhomogeneous materials fracture**

## ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ СТРУКТУРНОГО СТАНУ НОВОЇ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОЇ ЖАРОСТІЙКОЇ СТАЛІ

Метою наукових досліджень було встановлення впливу легувальних елементів в економнолегованій жаростійкій сталі з 8 % хрому і додатково легованій кремнієм та алюмінієм на її структуру у литому стані та отримання феритної структури при мінімальній кількості вкраплень вторинних фаз. Це повинно значно підвищити експлуатаційні властивості сталі, призначеної для виробів систем випуску відпрацьованих газів, що працюють при температурах до  $800^\circ\text{C}$  в агресивних середовищах і мають при цьому підвищену якість поверхні листового металопрокату.

Поставлене завдання вирішували шляхом оптимізації хімічного складу відомої економнолегованої жаростійкої сталі 08X8Cr04Ti. У цій сталі отримання феритної структури при вмісті хрому біля 8 % забезпечується введенням титану для мінімізації аустенітоутворювального впливу вуглецю. Але застосування титану призводить до інтенсивного карбідоутворення, а вміст алюмінію більший за 1 % обумовлює утворення на поверхні листа шарів з надлишковим вмістом оксиду алюмінію ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), що значно знижує якість поверхні листового металопрокату.

Сучасне виробництво легованих сталей дозволяє зменшити вміст вуглецю до 0,02–0,04 %. Це дає можливість не використовувати титан для компенсації аустенітоутворювального впливу вуглецю та у процесі карбідотворення.

Хоча хром є основним легувальним елементом, при вмісті якого починаючи з 8 % вже відчувається його феритоутворювальний вплив, для гарантованого досягнення чисто феритної структури необхідно додатково легувати сталь іншими елементами-феритоутворювальниками. Найбільш доступними та ефективними серед них є алюміній та кремній. Саме ці елементи, крім позитивного впливу на феритоутворення, суттєво збільшують жаростійкість. Вміст цих елементів повинен бути обмеженим з огляду на крихкість твердого розчину. Нами теоретично визначено, що вміст алюмінію не повинен перевищувати 0,8 %, а кремнію – 1,5 %. Нижня границя по вмісту алюмінію (0,6%) і кремнію (0,9%) у сукупності з 8 % хрому гарантовано дозволяють отримати однофазну феритну структуру при повній відсутності титану, що забезпечить технологічність на етапах металургійного перероблення при низькій здатності до плавчості та карбідотворення.

Для досягнення поставленої мети в лабораторних умовах було реалізовано розроблену дослідну технологію виплавки сталі зазначеного складу. Як вихідну шихту використовували відходи електротехнічних сталей. Вміст кремнію в різних марках електротехнічних сталей змінюється в широких границях. Тому процес виплавлення проводили у два етапи. Завданням першого етапу було знизити вміст кремнію та вуглецю до запланованого значення цих елементів у дослідній сталі. Виплавлення вели у повітряному середовищі. Температуру розплаву доводили до 1600 °С, після чого вводили розкислювачі (шпінель  $Fe_2O_3 \cdot FeO$  та алюміній). Після утворення шлаку його видаляли. З метою отримання заданого хімічного складу дослідної сталі в розплав вводили розраховану кількість феро-хрому. Метою другого етапу було доведення хімічного складу розплаву до визначених границь в умовах виплавлення у вакуумі при остаточному тиску  $1 \cdot 10^{-2}$  мм рт. ст. Температуру розплаву знову доводили до 1600 °С, після чого за допомогою маніпулятора у розплав вводили розраховану кількість алюмінію. Розплав вилили у керамічну форму. Після охолодження зливка від нього відрізали темплет для дослідження макро- і мікроструктури сталі в литому стані. Хімічний склад дослідної сталі наведено у таблиці 1.

**Таблиця 1** – Хімічний склад дослідної сталі

Легувальні елементи	C	Cr	Si	Al
Запланований вміст, %	0,02–0,04	8,0–10,0	0,8–1,2	0,6–0,8
Отриманий вміст, %	0,028	8,1	1,05	0,63

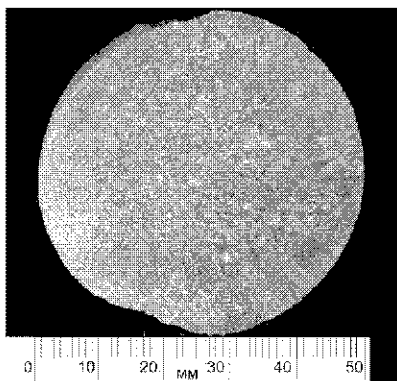
### Результати дослідження макро- та мікроструктури дослідної сталі у литому стані

Травлення темплету на макроструктуру проводили електрохімічним методом, анодом слугував темплет, як катод використовували тампон із 10 шарів бавовняної тканини, які намотували на мідний стержень. Електролітом слугував насичений водний розчин хлорного заліза. Час травлення складав 10 хвилин, щільність струму – 5 А/см<sup>2</sup>. Макроструктуру поперечного перерізу зливка дослідної сталі показано на рис. 1.

На макротемплеті можна було розрізнити дві зони. Периферійна зона мала стовпчасті кристали характерної дендритної структури. Центральна зона темплету складалась з дезорієнтованих рівноосних кристалів. При цьому, середня довжина стовпчастих кристалів складала 7,2 мм, рівноосних дезорієнтованих – 1,6 мм.

Слід відзначити відсутність прилеглої до поверхні зливка зони дрібнозернистих кристалів, що свідчить про відносно малу швидкість кристалізації зливка.

На макротемплеті не знайдено макродефектів як у периферійній, так і в центральній зоні зливка.



**Рис. 1.** Макроструктура поперечного перерізу темплету зливка дослідної сталі

Хімічне травлення мікроструктури проводили у 4% спиртовому розчині азотної кислоти. Дослідна сталь мала феритну структуру. У процесі дослідження ділянок перлитної складової не було виявлено. Вид окремих зерен фериту у перерізі шліфа нагадує дендритну структуру (рис. 2).

Неметалічні вкраплення представлені частинками сірого кольору неправильної форми (рис. 3) і були розташовані дезорієнтовано відносно меж зерен. Форма та розташування вкраплень свідчить про те, що вони утворились в рідкому металі. Дослідження в поляризованому світлі показало, що зазначені вкраплення є ізотропними. За оптичними характеристиками та металографічними ознаками вкраплення ідентифіковані переважно як частинки корунду ( $Al_2O_3$ ).

Підрахунок неметалевих вкраплень проводили методом П (ГОСТ 1778-70) по 100 полях зору. Середній вміст вкраплень за об'ємом дорівнює 0,1556 %.



Рис. 2. Мікроструктура дослідної сталі, травлення в 4 % спиртовому розчині азотної кислоти,  $\times 80$

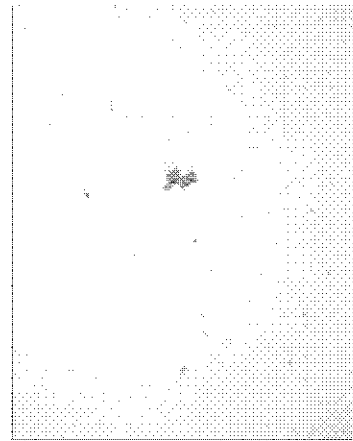


Рис. 3. Неметалічні вкраплення у дослідній сталі;  $\times 420$

### Висновки

Обґрунтовано можливість гальмування процесу поліморфного перетворення і одержання феритної структури в сталі з 8,1 % хрому, 1,05 % кремнію, 0,63 % алюмінію з відсутністю в складі сталі титану та РЗМ (рідкісноземельні метали) як стабілізаторів феритної структури.

Показано можливість поліпшення стану поверхні листового металопрокату жаростійкої сталі завдяки оптимізації вмісту алюмінію та вилучення титану з хімічного складу при збереженні феритної структури дослідної сталі.

Розроблено ресурсозберігальну експериментальну технологію виплавлення дослідної сталі, яка забезпечує суттєве зменшення кількості вкраплень карбонітридної фази та отримання дрібнодисперсної структури, що є корисним для подальших етапів переробки.

Таким чином, виконані перші етапи у вирішенні поставленого перед дослідниками завдання – отримання економнолегованої жаростійкої сталі феритного класу з поліпшеним станом поверхні листового металопрокату, що придатна до виготовлення виробів систем випуску відпрацьованих газів, які працюють при температурах до 800 °С в агресивних середовищах (зокрема, підвищення якості поверхні листового металопрокату)

*Одержано 22.10.2012*

© Канд. техн. наук О. В. Нестеров, канд. техн. наук В. Л. Грешта,  
В. Т. Рубан, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

**Nesterov O., Gresha V., Ruban V., Olshanetskyi V. New economically heat resistant steel structural condition quality increase**

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ РАВНОВЕСИЕ В СИСТЕМЕ Co-O-C ПРИМЕНИТЕЛЬНО К МЕТАЛЛИЗАЦИИ КОБАЛЬТОСОДЕРЖАЩЕГО ОКСИДНОГО СЫРЬЯ

### Введение

Возрастающие потребности в высококачественном инструменте, способном эксплуатироваться при повышенных нагрузках и температурах приводит к необходимости разработки и применения высоколегированных быстрорежущих сталей. Одним из способов повышения стойкости инструмента является легирование кобальтом [1]. Высокие цены на тугоплавкие легирующие материалы и их нестабильность повышают значимость ресурсо- и энергосбережения в металлургии специальных сталей [2, 3].

Анализ формирования безотходных технологий получения новых легирующих материалов из рудных концентратов и утилизации ценных элементов из техногенных отходов в отечественной и зарубежной практике свидетельствует об их высокой эффективности [4, 5].