

Ni含有鋼連铸スラブの表面割れ発生機構

加藤 徹*・笠井 宣文*²・川本 正幸*・山中 章裕*・渡部 忠男*

Formation Mechanism of Slab Surface Transverse Cracking in Continuously Cast Ni Bearing Steel

Toru KATO, Norifumi KASAI, Masayuki KAWAMOTO, Akihiro YAMANAKA and Tadao WATANABE

Synopsis : The hot ductility behavior of low-alloy steels with Ni of 0–4.9 mass% was investigated in the temperature range from 873K to 1273K. The mechanism of forming slab surface transverse cracking in continuously cast Ni bearing steel was discussed in terms of the behavior and heat transfer properties previously reported.

For the hot ductility, significant influence of Ni content was observed below 1050K, while slight influence was observed over 1100K. The width of the ductility trough spread toward the lower temperature as the Ni content increase. The precipitates consist of Ni did not form even in Ni bearing steel. According to thermodynamic calculation, precipitation behavior such as carbide or nitride did not change depending on Ni content, therefore, embrittlement in Ni bearing steel was not caused by precipitates. The spread of ductility depending on Ni content could be attributed to the A_3 transformation temperature change, and brought about the slab surface transverse cracking. In the temperature range over 1100K, corresponding to the low temperature austenite region, ductility loss was induced by precipitates, e.g. NbC and/or AlN. Then hot ductility was independent of Ni content in that temperature range.

On the other hand, Ni content had influence not only on hot ductility but also on cooling property as previously reported. The breakdown temperature of film boiling became higher with Ni content because of adherent scale layer, thereby transition boiling begins at higher temperature. After all, uniformity of cooling intensity was impeded, and susceptibility to cracking was increased because of thermal stress and falling into ductility trough.

Key words : hot ductility; transverse cracking; continuous casting; Ni bearing steel; precipitation; low alloy steel; secondary cooling.

1. 緒言

近年、厚板材の分野では材料特性上の要求により鋼中に種々の合金元素を添加した鋼種の製造機会が増加している。これら合金成分の添加に伴い、連続製造時にスラブ表面に横割れ、あるいは横ひび割れと呼ばれる γ 粒界に沿った割れが発生する場合がある。これまでにNb含有鋼などを対象にこれらの割れの発生機構が検討されており、 A_3 変態温度近傍の高温脆化と連続製造時の曲げ、矯正歪が関与することが明らかにされている¹⁻⁶⁾。さらにこの高温脆化は、 γ 粒界に沿って析出するAlNやNbCなどが関与し、 γ 粒界の周囲に生成する無析出帯や初析 α などの、母相と比較して柔らかい部分に歪が集中し、この部分で破壊が進行することに起因することが明らかとなっている¹⁻⁶⁾。

一方、鋼中のNiと割れ感受性に関して、Niを含有すると包晶C当量が増加し、これに伴い γ 粒径が粗大化するために割れ感受性が増大することが報告されている⁷⁻⁹⁾。この機構では、Niの他にもMnやCrなどが包晶C当量を増加する元素として作用する。しかし、実際の操業経験では、Ni含有量の増加に伴う割れ感受性の増大はMnやCrなどと

比較して著しく大きく、包晶C当量の変化に伴う γ 粒界の粗大化による脆化機構のみでは十分に説明できない。さらに、NiはNb等と異なり鋼中で炭化物や窒化物などの析出物を生成するとは考えられず、Nb含有鋼などで生じる析出物起因の高温脆化に伴う割れの発生¹⁻⁶⁾とも機構が異なるものと考えられる。すなわち、Ni濃度の増加に伴う別の割れ感受性増大機構があるものと推察される。

著者らはこれまでに、Ni含有低合金鋼の特性を解明するために、高温酸化挙動¹⁰⁾およびこれに伴う冷却特性の変化¹¹⁾を調査した。その結果、Niを含有すると酸化スケール形態が大きく変化し表面にサブスケールが固着すること¹⁰⁾、およびスプレー冷却時にはこのスケールの断熱効果により高い温度から遷移沸騰化し、冷却特性が大きく変化すること¹¹⁾を明らかにした。今回、鑄片の横ひび割れ感受性を評価するために常用される高温引張試験を行い、高温脆化挙動を調査した。さらに、その結果および前報^{10,11)}で得られた知見を基にNi含有鋼の表面割れ発生機構を検討した。

平成10年6月10日受付 平成10年9月7日受理 (Received on June 10, 1998; Accepted on Sep. 7, 1998)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 16-1 Oaza-Sunayama Hasakimachi Kashima-gun Ibaraki-ken 314-0255)

*2 住友金属工業(株)鹿島製鉄所 (Kashima Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of specimens. (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Al	Ti
0.08	0.3	1.4	0.002	0.003	0.2	0.0-4.9	0.01	0.03	0.02

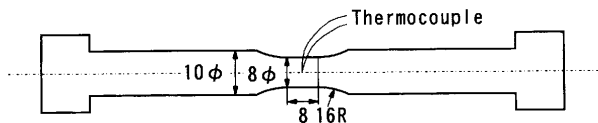


Fig. 1. Schematic diagram of the specimen for the hot tensile test.

2. 試験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。Nb, Ti, Cu を含有する低合金鋼を基準に、Ni 濃度のみを 0~4.9 mass% に変化した 4 鋼種を使用した。50 kg の真空炉で溶製した後、直径約 170 mm のインゴットに铸造した。铸片の押し湯部とボトム部を切断した後 20 mm の丸棒に鍛造し、機械加工により Fig. 1 に示す形状の試験片を作製した。試験片は中央部にくびれをもつ形状であり、試験部の直径、平行部の長さおよび肩部の湾曲半径はそれぞれ 8, 8, 16 mm とした。

高温引張試験には、高周波誘導加熱型の縦型引張試験機を使用した。温度制御は試験片の平行部に点溶接した熱電対により行った。試験部を一旦 1623K で 5 分間保持し溶体化処理した後、所定の温度まで 5K/min で冷却、1 分間保持した後破断まで引張りを行った。雰囲気は Ar である。歪速度は 1×10^{-3} 1/s であり、評点間距離を上記平行部の長さ 8 mm としてクロスヘッド速度を設定した。また、引張り試験時にはこの平行部が変形するものとして歪量を算出した。873~1273K の温度範囲で各条件について 2 回ずつの試験を行った。

破断後の試験片は断面収縮率を測定した後、光学顕微鏡および SEM-EDS で破面を観察した。さらに、一部の試験片については TEM により微細析出物の観察を行った。

3. 試験結果

3.1 高温引張試験

873, 973, 1073K で引張試験を行い得られた応力-歪曲線を Fig. 2 に示す。973K および 1073K では鋼種によらず同様の加工硬化を示すが、延性には Ni 濃度により大きな差が認められる。一方、873K では Ni が 0~1.0% では高い応力まで弾性変形し、ほとんど加工硬化が生じないのに対して、4.9% では曲線の形状が大きく異なり高い加工硬化を示す。873K を除く他の温度ではいずれも鋼種によらず同様の加工硬化挙動を示し、873K のみ挙動が異なる。 γ 相の加工硬化率が α 相と比較して著しく大きく、同一鋼種でも引張試験温度により相変態に伴い曲線形状が変化することが報告されており^{4,12)}、この応力-歪曲線形状の変化は相変態挙

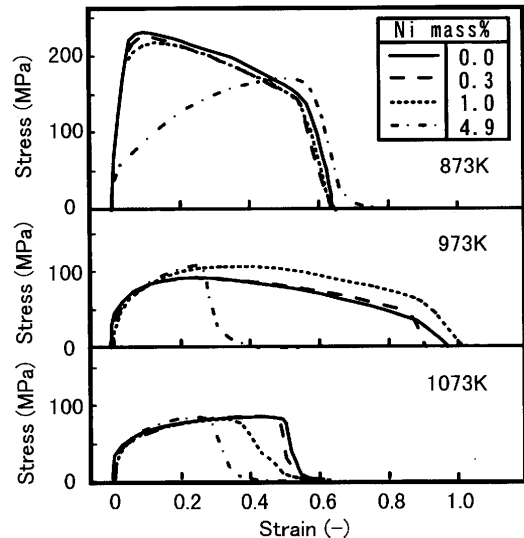


Fig. 2. Effect of Ni content on high temperature strain-stress curve measured at 873K, 973K, 1073K.

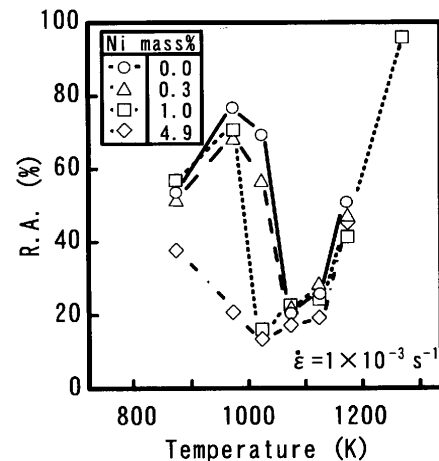


Fig. 3. Effect of Ni content on hot ductility in the low alloy steel.

動の違いに起因するものと考えられる。

これらの試験により得られた各鋼種の引張温度と断面収縮率の関係を Fig. 3 に示す。1050K 以上ではそれぞれの温度で Ni 濃度にかかわらず同程度の延性を示し、いずれの鋼種も 1150K 未満で著しく延性が低下する。0.0 あるいは 0.3% Ni では 1050K 未満で延性が急激に回復するのに対して、1.0% では 1000K 未満で回復し、Ni を 5 mass% 含有する場合には 973K においても延性は十分には回復しない。すなわち、Ni 濃度の増加に伴い延性の低下する温度域が低温側に拡大する。

各鋼種の種々の温度における極大応力を Fig. 4 に示す。いずれの鋼種も引張試験温度の上昇に伴い極大応力が徐々に低下する傾向となり、1050K 以上では Ni 濃度により応力に大きな差は認められない。973K および 1023K では鋼種により 10 MPa 以上の差が生じ、Ni 濃度の低い鋼種の応力が低下する。873K では 5% Ni のみ顕著に応力が低下するが、他の 3 鋼種の応力にはほとんど差が認められない。

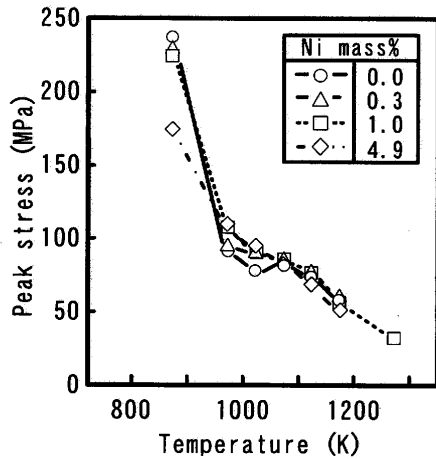


Fig. 4. Effect of Ni content on peak stress in the low alloy steel.

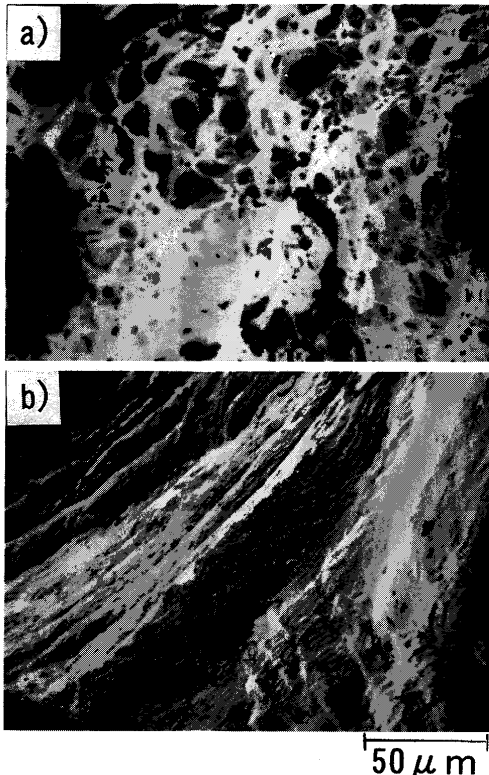


Fig. 5. Fracture surface of specimens deformed at 973K
a) Ni=0.0 mass%, b) Ni=4.9 mass%.

Nb含有鋼などのように析出強化を伴う場合には1200K以下の全温度域でNb濃度の増加に伴い応力が増加しており^{1,5,6)}、Ni濃度の変化に伴う高温強度の変化は鋼中の析出物に起因するものではない。断面収縮率および極大応力の変化は973Kおよび1023Kの A_3 変態温度近傍中心とした挙動であり、 γ から α の相変態に起因するものと考えられる。

3.2 破面の観察

延性に著しい差の認められた973Kの試験片について、Niを含有しない場合とNiを4.9%含有する場合の破面のSEM観察結果をFig. 5に示す。高い延性が得られたNi無添加の場合には破面は粒内延性破壊となり、粒界と関係のな

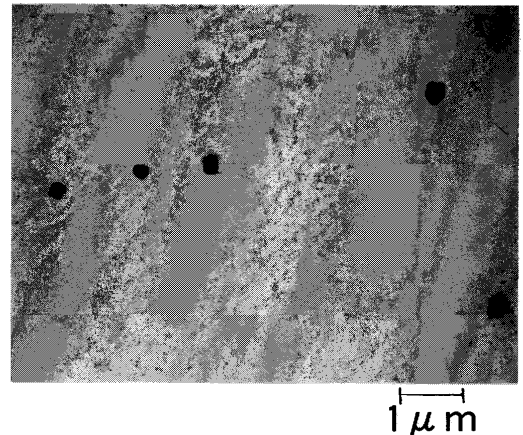


Fig. 6. Precipitates extracted from Ni bearing steel (Ni=4.9 mass%) deformed at 973K.

いディンプルが数多く観察される。これに対して延性の著しく低下した5% Ni鋼では粒界剥離もしくは粒界部に浅いディンプルを伴う粒界延性破壊となる。いずれの場合にも破面にはSEMで観察可能な析出物は確認できなかった。

破面近傍における微細析出物を調査するため、抽出レブリカ試料を作製しTEM観察を行った。Fig. 6には5% Ni鋼を973Kで引張った試験片の観察結果を示す。鋼中にはサブミクロンオーダーの析出物が数多く観察された。EDS分析の結果、これらはTiの炭窒化物あるいはTiおよびNbの炭窒化物であることが判明した。しかし、さらに微細な析出物を含めて、Niを含有する析出物は確認されなかった。

4. 考察

4.1 高温延性変化の機構

Fig. 3に示したようにNi濃度を増加すると延性の低下する温度域が低温側に拡大する。また、鋼中にNiを含有する析出物は見あらず、Niの含有に伴い極大応力の増加する温度範囲が973Kと1273Kに限定されるなどNb含有に伴う高温脆化とは挙動が大きく異なる。これらの挙動には相変態が関与するものと考えられる。高温延性の低下には炭化物や窒化物の微細析出、あるいは A_3 変態に伴う γ 粒界への初析 α の析出が密接に関与することが知られている¹⁻⁶⁾。そこで、熱力学平衡計算により鋼中の析出物挙動、相変態を検討した。

計算には熱力学平衡計算プログラムChemSage¹³⁾を使用した。今回引張試験を行った成分に合わせ、Niのみを0~4.9%に変化させた4鋼種について、873~1673Kの25Kごとに平衡計算を行い、相変態と炭化物や窒化物などの析出挙動を検討した。P, Sは今回注目する炭化物や窒化物の析出に影響を与えないことをあらかじめ計算により確認した上で、無視することとした。

計算結果の一例としてNiを含有しない場合と4.9%含有する場合の、鋼中の炭化物、窒化物量および相変態挙動を

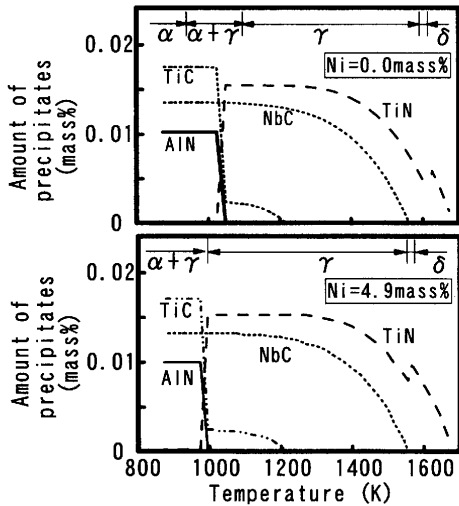


Fig. 7. Change in amount of precipitates with temperature in Ni bearing steel calculated by ChemSage.

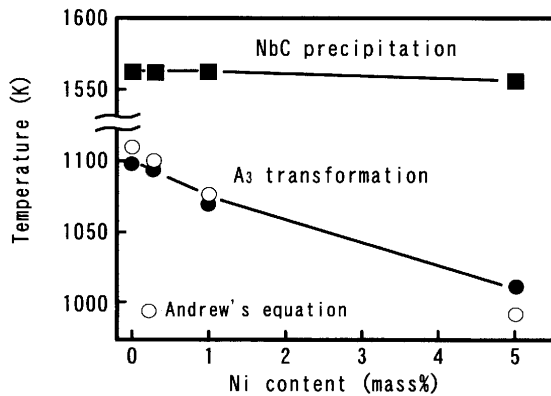


Fig. 8. Effect of Ni content on temperature of NbC precipitation and A_3 transformation calculated by ChemSage and Andrew's equation.

Fig. 7に示す。温度の低下に伴いNbCやAlNが析出を開始し、析出量が徐々に増加するが、Ni含有鋼の場合にもNiを構成元素とするような析出物は生成せず、他の析出物の挙動もほとんど変化しない。高温脆化にはNbCなどの析出が関与することがよく知られており¹⁻⁶⁾、Ni濃度を変化したときのNbC析出開始温度をFig. 8に示す。図にはこの計算およびAndrewの式¹⁴⁾により得られた A_3 変態温度の値もあわせて示す。Ni濃度を変化してもNbC析出開始温度はほとんど変化しない。各温度におけるNbCの析出量やAlNなど他の析出挙動に関してもほとんど差は認められない。これに対して、Niは γ 安定化元素として知られるとおり、 A_3 変態温度はNi濃度の増加に伴い低下する。Niを含有しない場合に比較して4.9% Ni鋼では100K近い変態温度の低下となる。

計算で得られた A_3 変態温度を、Fig. 3の高温脆化部分の拡大図に重ねてFig. 9に示す。高温引張試験温度が50Kピッチであり精密な比較は不可能であるが、高温延性が最も低下する温度はNi濃度の増加に伴い低温側に移動しており、 A_3 変態温度の変化と傾向が一致する。すなわち、Ni

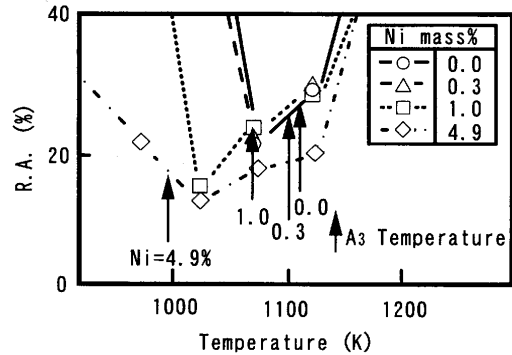


Fig. 9. Relationship between hot ductility and A_3 temperature.

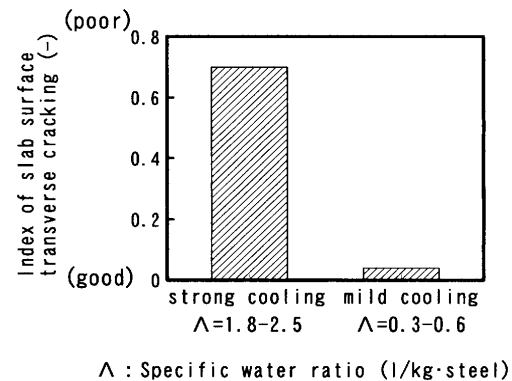


Fig. 10. Effect of secondary cooling condition on slab surface transverse cracking of Ni bearing Steel. Slab surface temperature during straightening is aimed to avoid below the embrittlement temperature range under strong cooling, whereas that is aimed to avoid above that range under mild cooling.

濃度の増加に伴い A_3 変態温度が低温側に移動するために、高温脆化温度域も低温側に拡大したものと考えられる。

また、Fig. 4に示したように973Kと1023KではNi濃度により極大応力に差が認められるが、 α 相の変形抵抗が γ 相より小さいことに起因すると考えられる。すなわち、973Kおよび1023KではNi濃度の少ない鋼種で α 相が析出し、極大応力が低下したものと考えられる。

Fig. 7から明らかなように、1123Kでの高温延性の低下は γ 低温域に相当しており、初析 α の析出に伴うものではなく、Nb(CN)やAlNの動的あるいは静的析出に起因する¹⁵⁾。Ni濃度を変化してもこれらの析出挙動が変化しないため、 γ 低温域に相当する1050K以上の温度範囲ではNi濃度にかかわらず同様の延性挙動となったものと考えられる。

4.2 Ni含有鋼の割れ発生機構

前述のようにNi濃度の増加に伴い、連続铸造時の横び割れ発生頻度も増加する⁹⁾。また、Ni含有鋼の横び割れ発生状況は2次冷却条件により大きく変化するという特徴がある。単位鑄片重量あたりの2次冷却水量で表される比水量を増加し、矯正点における鑄片表面温度が高温脆化域の低温側の1050K未満になるように制御した強冷却と、

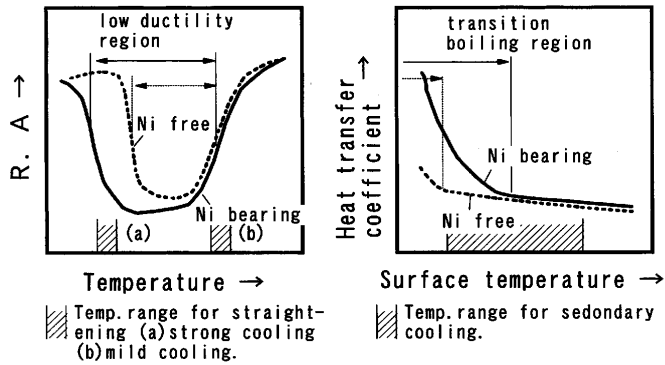


Fig. 11. Schematic diagram showing effect of Ni on high temperature ductility and heat transfer coefficient.

比水量を減少し1200K以上となるように制御した弱冷却での割れ発生状況を比較した。発生した横ひび割れの深さと数より表面手入量を指標化し、これらの値を加重平均した結果をFig.10に示す。明らかに強冷却時の割れ発生状況が弱冷却時より悪化する。Nb含有鋼など他の割れ発生鋼種では、強冷却と弱冷却のいずれの方法でも割れを防止可能であり、このような冷却条件依存性は認められない。

また、実機操業経験ではNi含有鋼は非Ni鋼と比較して冷却特性が変化し、同程度の矯正点温度を得るためには2次冷却水量を大幅に減少する必要がある⁹⁾。これに対して前報ではNi濃度による冷却特性の変化を基礎的に検討し、Ni含有鋼では表面に酸化スケールが固着し、冷却特性が変化することを明らかにした¹¹⁾。これらの知見をもとにNi含有鋼の横ひび割れ感受性増加機構を検討した。

Ni含有に伴う特性変化のうち、横ひび割れ感受性に影響を及ぼすと考えられる現象を模式的にFig.11に示す。高温延性についてはNi濃度の増加に伴い脆化域が低温側に拡大し、冷却特性では膜沸騰崩壊温度が高温側に移動する。高温脆化域が低温側に拡大するため強冷却時には矯正温度が高温脆化域を十分回避できず、強冷却時の割れ発生状況が弱冷却時より悪化する要因となる。さらに、冷却特性の変化に伴いNi含有鋼では遷移沸騰領域で2次冷却される傾向となる。遷移沸騰領域で冷却を行うと低表面温度部の熱伝達係数が大幅に増加するため、鑄片表面に局所的な低温部分が生成すると冷却が促進され、温度むら助長されることになる。このため鑄片表面温度の均一制御が困難となり、特に強冷却時には表面割れを助長するものと考えられる。また、弱冷却条件でもコーナー付近の温度が矯正時に高温脆化温度まで低下し、この部分で割れが発生するものと考えられる。

このようにNi含有鋼の横ひび割れ感受性増大には、本報で明らかにした高温脆化域の拡大と、鑄片表面へのスケール固着による冷却特性の変化が関与しているものと考えられる。Mnなど他の元素では A_3 変態温度は変化するもののNi含有鋼のようなスケールの固着は発生せず、冷却特性が変化しない。このため、Mnなどの濃度を変化したと

きの割れ感受性の変化はNiと比較して小さくなるものと考えられる。Ni含有鋼の連続鑄造時には、他の鋼種に増して鑄片コーナー部分の過冷却を防止し、鑄片表面温度を均一化することが重要となる。

5. 結論

Niを含有する連続鑄造鑄片の横ひび割れ発生機構を説明するために、Ni濃度のみ0~4.9%に変化した4鋼種を使用して高温延性を調査した。本実験により得られた知見を以下にまとめる。

1) 1100Kより高温側ではNi濃度により高温延性にほとんど差が認められないが、低温側では大きく変化し、Ni濃度の増加に伴い A_3 変態温度近傍の脆化温度域が低温側に拡大する。

2) Niを含有する場合にも鋼中にはNi系の析出物は認められず、Ni濃度により鋼中の析出物生成状況はほとんど変化しない。したがって、Ni含有鋼の脆化はNb含有鋼などと異なり、析出物が起因となるものではない。

3) Ni濃度の増加に伴う脆化温度域の低温側への拡大は、Ni濃度の差による A_3 変態温度の変化に対応する。低温 γ 域に相当する脆化温度域の高温側では、NbCなどの析出挙動が変化しないためNi濃度により延性に差が生じない。

4) Ni含有鋼では高温脆化域が低温側に拡大するために、矯正点における鑄片表面温度が高温脆化域の低温側に回避するように制御した強冷却時に特に割れ感受性が増加する。さらに、鑄片表面へのスケール固着により冷却特性が変化し膜沸騰崩壊温度が高温側に移動するために均一冷却が困難となり、割れが発生しやすくなるものと考えられる。

文 献

- 1) Y.Maehara and Y.Ohmori: Mater. Sci. Eng., **62** (1984), 109.
- 2) B.Mintz and J.M.Arrowsmith: Met. Technol., **6** (1979), 24.
- 3) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65** (1979), 2038.
- 4) 鈴木洋夫, 西村 哲, 今村 淳, 中村 泰: 鉄と鋼, **67** (1981), 1180.
- 5) 大森靖也, 前原泰裕: 日本金属学会誌, **48** (1984), 158.
- 6) C.Ouchi and K.Matsumoto: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), 181.
- 7) 安元邦夫, 長道常昭, 前原泰裕, 郡司好喜: 鉄と鋼, **73** (1987), 1738.
- 8) 前原泰裕, 安元邦夫, 杉谷泰夫, 郡司好喜: 鉄と鋼, **71** (1985), 1534.
- 9) 渡部忠男, 豊田 守, 山田和之, 中井 健, 播木道春: 鉄と鋼, **71** (1985), S1036.
- 10) 加藤 徹, 川本正幸, 渡部忠男: 鉄と鋼, **82** (1996), 564.
- 11) 加藤 徹, 原口洋一, 川本正幸, 渡部忠男: 鉄と鋼, **83** (1997), 611.
- 12) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, **67** (1981), 2000.
- 13) G.Eriksson and K.Hack: Metall. Trans. B, **21B** (1990), 1013.
- 14) K.W.Andrews: J.Iron Steel Inst., **203** (1965), 721.