

(討13)

制御圧延した非調質高張力鋼の集合組織と靱性

日本鋼管 技術研究所 ○小指軍夫 稲垣益輔  
栗原 極 三瓶哲也 大北智良

I. 緒言

非調質高張力鋼の靱性におよぼす圧延条件や化学成分の影響についてはこれまで詳細な検討がなされて来た。しかし制御圧延した非調質鋼がどのような集合組織をもち、それが靱性とどのような関係にあるかという点に関し、これは系統的な研究はなされていらない。一般に低温圧延すると集合組織が強くなること<sup>(1)</sup>と脆性破壊と結晶方位の間に密接な関係があること<sup>(2,3)</sup>を考慮すると、制御圧延した非調質鋼には比較的鮮鋭な集合組織が存在しこれが靱性に影響を与えている可能性が十分にあると思われる。このような見地から制御圧延した非調質高張力鋼の集合組織とそれにおよぼす添加元素、圧延条件の影響を調査し、集合組織の形成機構および集合組織と靱性の関係について考察した。

II. 実験方法

供試材の化学成分と熱延条件を表1に示す。試料1, 2はNb添加の効果と試料4~7はMn添加の効果を検討するために使用した。試料4は熱延仕上げ温度の影響をみるために900℃と750℃で仕上げ。圧延後の冷却はすべて空冷であるが試料3は熱延後直接水焼入れもおこなった場合と集合組織を比較した。これらの試料から圧延面内で圧延方向から15°または22.5°きざみに引張試験片と衝量試験片を採取した。引張試験は室温と液体窒素温度でおこなった。集合組織を決定するために板厚中心部から採取した試料の(200), (110), (211) 極点図を作製した。これらの極点図から直接、集合組織を決定することはかなりの任意性をともなうのであまりよく知られていない集合組織の解析には不适当である。

表1. 供試材の化学成分と熱延条件

Steel NO	Chemical Analysis (wt %)								Finishing Temp. (°C)	Thickness (mm)
	C	Si	Mn	P	S	Nb	V			
1	0.13	0.27	1.25	0.011	0.017	—	—	750	12	
2	0.12	0.30	1.31	0.024	0.014	0.026	—	750	12	
3	0.14	0.36	1.29	0.014	0.012	0.011	—	850	12	
4	0.18	0.30	1.28	0.015	0.005	0.032	0.042	750, 900	12	
5	0.04	0.34	1.78	0.014	0.005	0.054	—	780	12	
6	0.09	0.56	2.06	0.009	0.007	0.050	0.070	820	6	
7	0.08	0.52	2.48	0.010	0.007	0.050	0.010	800	6	

三次元結晶方位解析法<sup>(4)</sup>ではこれらの極点図をさらに数理解析することによって集合組織を一義的にかつ定量的に決定できるので本研究でもこれを採用した。解析方法の詳細は他に記述してあるので省略する。<sup>(5)</sup>解析結果はφ=45°断面と称する円面上に示されるのでこの円面上の主な結晶方位の位置を記憶しておけば解析結果の解釈は容易である。図1にφ=45°断面の主な結晶方位の位置を示す。図中央部のカッコ付の黒丸はφ=35°断面上の{32}〈113〉方位の位置を示す。

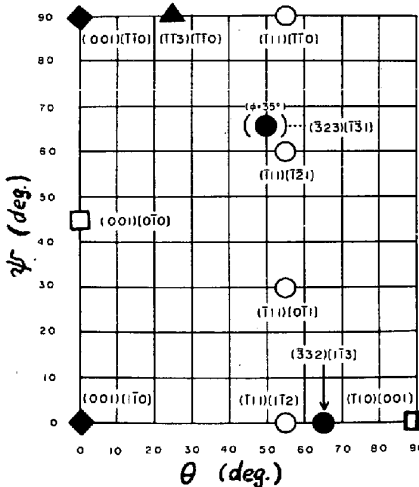
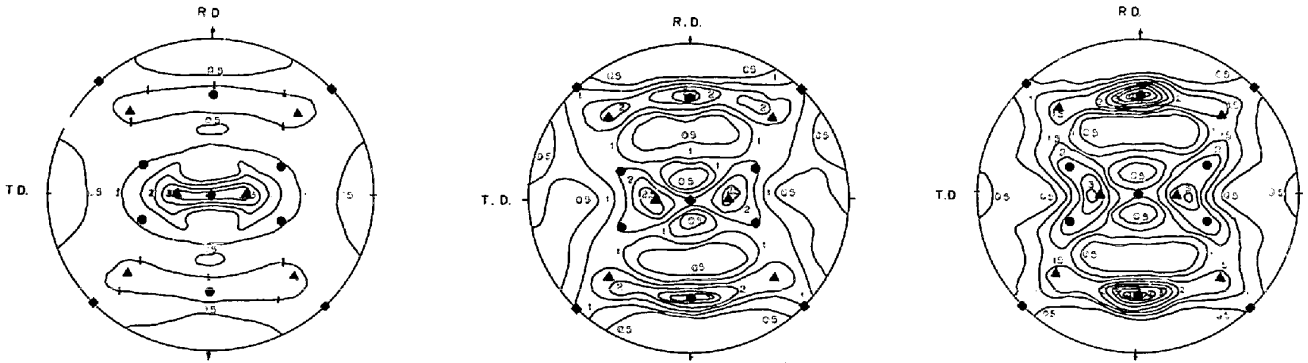


図1. φ=45°断面図上の主な結晶方位の位置

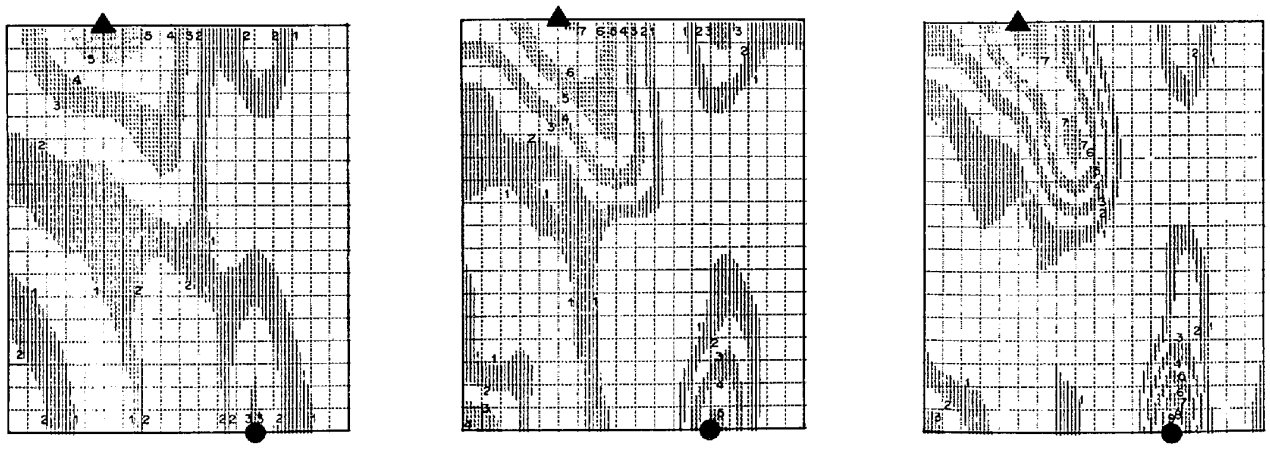
III. 結果

(a) 化学成分による集合組織とvTsの面内異方性の変化

図2はMn量のことなるNb添加鋼と制御圧延した場合の熱延集合組織を示す{200}極点図である。一見してこれらの集合組織は<100>軸が板面法線に平行な<100>繊維集合組織, {311}<011>方位と{32}<113>方位の三者で構成されているように見受けられるが三次元結晶方位解析をおこなってみると図3の結果がえられ本質的にはこれらの集合組織を構成する主方位はI. {311}<011>, II. {32}<113>, III. {32}<110>であることがわかる。I, II成分はMn量とともに顕著に発達するがIII成分はあまり変化しない。<100>軸が板面法線に平行な結晶群は図3のθ=0°線上に位置するがこれは{311}<011>方位の分散



(a) 1.28% Mn      (b) 2.06% Mn      (c) 2.48% Mn  
 図2 熱延集合組織におよぼすMn量の影響を示す{200}極点図  
 ● ; {332} <113>      ▲ ; {311} <011>      ◆ ; {100} <011>



(a) 1.28% Mn      (b) 2.06% Mn      (c) 2.48% Mn  
 図3 Mn量の異なる試料の集合組織を示す三次元結晶方位分布関数の  $\phi = 45^\circ$  断面を構成しているにすぎずMn量が増加して{11} <011>方位が鮮鋭化し分散を減少するにつれて弱くなる。これらのことから図2(a)の{200}極点図の中央部の集積は{11} <011>方位の分散が重畳したものであつて<100>繊維集合組織と呼ぶのは適当でないと考えられる。これらのMn量の異なる試料のvTsの面内異方性は図4に示してある。Mn量の増加にともなはvTsの絶対値が低下し、vTsの極大が45°方向から0°方向へ推移し、vTsのL、c差が減少する。次にNb添加の効果を検討するために試料1、2を制御圧延した。図5に示す $\phi = 45^\circ$ 断面図からNb添加材の場合に{11} <011>方位に現れる集積の中心はNbを添加しない場合は{511} <011>方位( $\theta = 12^\circ, \psi = 90^\circ$ )にあることがわかる。この場合<100>結晶軸が板面に対し低い角度で集積するのでNbを添加しない場合と数性は劣化する。

(b) 圧延温度による集合組織およびvTsの面内異方性の変化  
 試料4の集合組織は900℃で熱延した場合は図6に示すように主方位が750℃で熱延する  
 と図3(a)に示すように{11} <011>, {332} <113>方位が強い。集合組織に対応してvTsは図7に示す  
 ように400℃で熱延した場合はほとんど面内異方性を示さず、750℃で熱延した場合は45°方向  
 が極大を示し面内異方性が強い。熱延後の冷却条件が集合組織におよぼす影響をみるために試料3を  
 500℃で熱延後水焼入れもしくは空冷しその集合組織を比較した。その結果集合組織は冷却速度が早  
 るほど密く、その細部が保存されることがわかった。したがって主方位成分自体に差はみられなかった。

27. 考察

一般にオーステナイトとマルテンサイトの間の方位関係はトースもしくは西山の関係であらわされるのが熱延後冷却してマルテンサイトに形成される場合はこの集合組織はオーステナイトの集合組織に比べて格子関係が完全に変換したものとなるはずである。制御圧延の場合は冷却速度はこれほど速くならぬが集合組織は木焼入れた場合とほぼ同じであるから同じ変換則が成立するものと考えられる。この変換則としてK-Sの関係を採用した場合24通りのvariantが存在するが、従来の研究によればこれらのvariantのすべてが同等の確率で実現するのではなく、オーステナイトの圧延変形時に分解剪断応力が最大となるすべり面とすべり方向を格子関係の中に含むvariantだけが優先的に実現するものと考えられている。(6)~(9) オーステナイトの集合組織としては18-8ステンレス鋼の場合に高温で圧延するとCu型の圧延集合組織が、低温で圧延するとBrass型の圧延集合組織が形成されること報告されているが(10)、非調質鋼の場合は明らかでない。制御圧延がおこなわれるような低温領域では変態後のフェライト

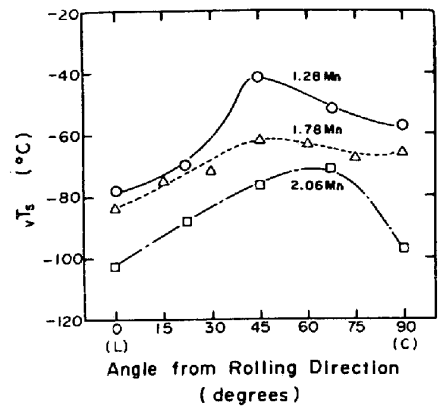


図4 vTsの面内異方性におよぼすMn量の影響

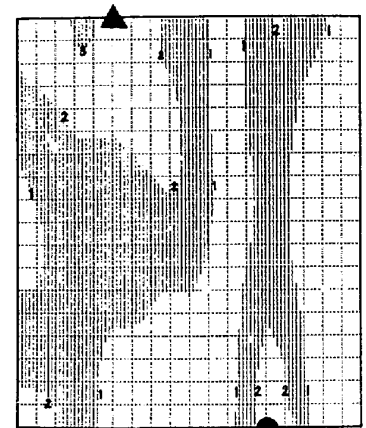
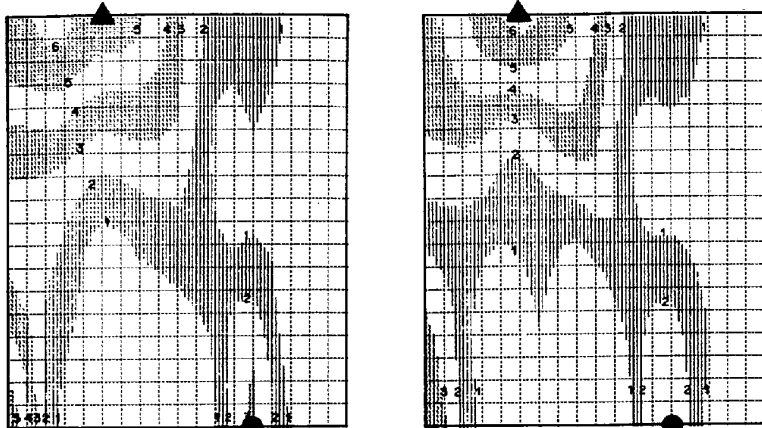


図6 試料4を900℃で熱延した場合の集合組織を示すφ=45°断面図



(a) Nb ; trace (b) Nb=0.026%

図5 熱延集合組織におよぼすNbの影響を示すφ=45°断面図  
結晶粒が層伸びたオーステナイト粒をくまどるように群落を形成していることから判断しオーステナイトは未再結晶、圧延ままでの状態にあり圧延集合組織が存在すると思われる。つまりその方位成分として(110)[112], (211)[111], (123)[412]が共存すると仮定して圧延変形時の分解剪断応力が最大となるすべり系を求めると(110)[112]方位の[101](111), [011](111)すべり系がこれに該当することがわかる。これらのすべり系を格子関係の中に含むK-S variantによって(110)[112]方位から誘導されるマルテンサイトの{200}極方位を図8に示す。この図においてMn量が低い場合はB and/or Dに対応した方位が強くなりMn量が高くなるとA and/or Cに対応した方位が強

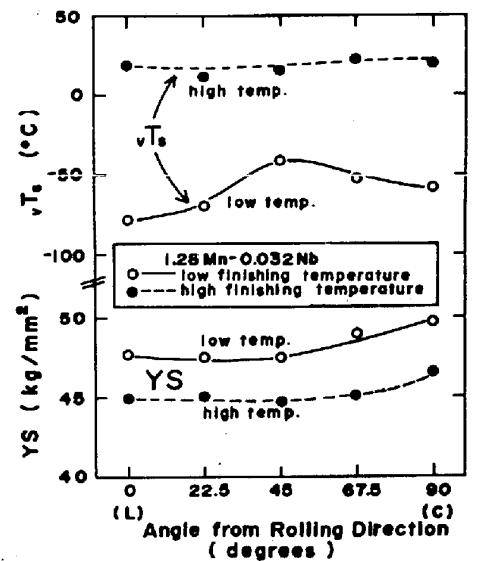


図7 vTsの面内異方性におよぼす圧延温度の影響

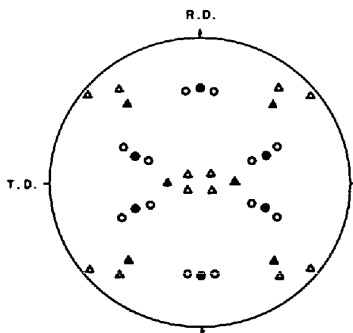


図8 下記の格子関係により (110) [112]<sub>r</sub> 方位から派生するα相方位の {200} 極点図

- 派生する {200} 極の記号
- A; (111)<sub>r</sub>//(101)<sub>a</sub>, [101]<sub>r</sub>//[111]<sub>a</sub>; ○
  - B; (111)<sub>r</sub>//(101)<sub>a</sub>, [101]<sub>r</sub>//[111]<sub>a</sub>; △
  - C; (111)<sub>r</sub>//(101)<sub>a</sub>, [011]<sub>r</sub>//[111]<sub>a</sub>; ○
  - D; (111)<sub>r</sub>//(101)<sub>a</sub>, [011]<sub>r</sub>//[111]<sub>a</sub>; △
  - {332}<113>; ●, {311}<011>; ▲

状では説明できたり。いずれにせよ、A, B, C, D はすべて (110) [112] 方位から派生した方位であってこれが実測結果とよく一致することから考えてオーステナイトでは {110}<112> 方位が強い B-rass 型の圧延集合組織が存在したものと推測される。この圧延集合組織をより強く発達させるために圧下率をあげると通常の場合は再結晶が進行し集合組織は逆に弱くなるが Nb を添加して Nb C を析出させたり圧延温度を下げれば再結晶が抑制されオーステナイトの圧延集合組織が強くなるので変態後の集合組織が強くなる。Nb 添加の効果、圧延仕上温度の効果に関する実験結果はこのことを裏付けている。

次に集合組織と靱性の異方性の関係について考察すると、α鉄の脆性破壊は {100} 面での劈開によって起るので <100> 軸の集積の強い方向に引張った場合は破壊応力は低下することが予測される。{100} 面上の分解法線応力が臨界値に達した時劈開が起ると仮定し、{332}<113> 方位、{311}<011> 方位が単独で存在する場合の破壊応力の面内異方性を計算した結果を図9に破線で示す。試料6についてαの集合組織にもとずいて破壊応力の面内異方性を計算した結果を実線で示す。直接的な比較にはならぬがこの試料の √Ts の実測値も示す。これと計算結果は類似の面内異方性を示している。さらに一致をよくするためには破面単位の大まか、それを構成する結晶粒の相対的方位関係等を考慮に入れる必要がある。

V. 結論

制御圧延した非調質高張力鋼の集合組織は {332}<113>, {311}<011>, {332}<110> の三者で構成される。これらの強度は Mn, Nb 量, 圧延温度によって変化し靱性の面内異方性に影響を与えている。

VI. 文献

(1) 久保田, 小指, 清水; 日本金属学会誌, 32(1968)1074 (2) R. Priestner and N. Louat; Acta Met., 11(1963)195 (3) T. H. Webster; Acta Met., 18(1970)683 (4) H. J. Bunge; Mathematische Methode der Texturanalyse (Akademie Verlag, Berlin(1969) (5) H. Inagaki and T. Suda, Texture, 1(1972) in press (6) 久保寺, 中岡, 長嶺; 鉄と鋼 52(1966)1171 (7) 阿部伊藤福本; 日本金属学会誌, 31(1967)37 (8) 阿部伊藤; 日本金属学会誌, 31(1967)1300 (9) S. Watanabe, T. Amaki, and H. Miyaji; Proceedings ICTIS, 2(1972)1021 (10) S. R. Goodman and H. Hu; Trans. Met. Soc. AIME, 230(1964)1413

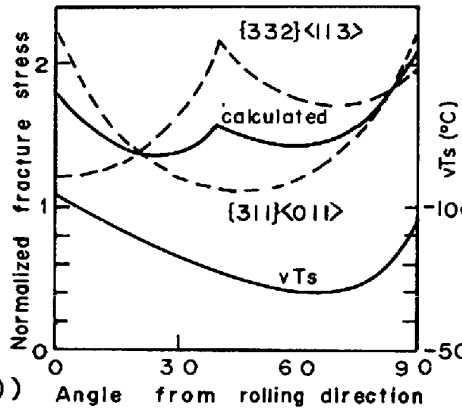


図9 理論計算によって求めた破壊応力の面内異方性

立するとすれば、圧延変形の歪蓄積エネルギーの異方的分布が変態過程において重要な役割を果たしていることに他ならぬ。しかし、A と B, C と D は各々同一のすべり系から派生しているにもかかわらず Mn 量の変化にともなう片方のみが優先される理由が現状では説明できたり。いずれにせよ、A, B, C, D はすべて (110) [112] 方位から派生した方位であってこれが実測結果とよく一致することから考えてオーステナイトでは {110}<112> 方位が強い B-rass 型の圧延集合組織が存在したものと推測される。この圧延集合組織をより強く発達させるために圧下率をあげると通常の場合は再結晶が進行し集合組織は逆に弱くなるが Nb を添加して Nb C を析出させたり圧延温度を下げれば再結晶が抑制されオーステナイトの圧延集合組織が強くなるので変態後の集合組織が強くなる。Nb 添加の効果、圧延仕上温度の効果に関する実験結果はこのことを裏付けている。

くならんと考えると図2に示した Mn 量の増加にともなう集合組織の変化をうまく説明できる。三次元結晶方位解析の結果との対応を求めると A, C は {332}<113>, B, D は {311}<011> 方位に対応することになる。これらの方位も図8に記入してあるが前者の場合は一致がよいのに対し後者の場合はずいぶん大き。このように圧延変形時の分解法線応力が最大となるすべり系を含む格子関係が優先的に成