

(論文)

浸炭材の低サイクル疲労強度に関する考察

松島義武・安部 聡・安木真一

鉄鋼カンパニー・神戸製鉄所・条鋼技術部

Study on Low Cycle Fatigue Strength for Carburizing Steel

Yoshitake Matsushima・Satoshi Abe・Shinichi Yasuki

Low cycle fatigue tests with carburized differential gears have shown that the fatigue strength is influenced by the resistance to plastic deformation and carburizing layer toughness. Further investigation with columnar test pieces has revealed that increasing the average cross section hardness and the Mo content, and decreasing the P content are effective in enhancing fatigue strength. A new steel developed on the basis of these results shows a 1.2-times improvement in low cycle fatigue strength.

まえがき = 自動車の軽量化, エンジンの高出力化, さらに部品点数の削減による製造コスト低減の動きにとともに, 動力伝達部品である歯車の高強度化が必要となっている。とくに, 自動車の差動装置にもちいられる歯車には, 歯元の曲げ疲労強度の向上が望まれている。歯車の曲げ疲労強度のうち, $10^3 \sim 10^4$ 回を超える繰返し数で破壊する高サイクル疲労については, 合金元素量を調整して浸炭焼入れ時に発生する粒界酸化層と不完全焼入れ層の生成を抑制し, さらにショットピーニングを適用して浸炭表面部に圧縮残留応力を付与して強度上昇が図られている¹⁾²⁾。

いっぽう, $10^3 \sim 10^4$ 回以下の繰返し数で破壊する低サイクル疲労での強度は材料の破断延性値に支配され, 残留応力は関係しなくなる³⁾。低サイクル疲労による浸炭材の疲労破壊を過大な応力負荷による衝撃破壊とみた場合, 疲労強度は浸炭材の靱性に支配される。浸炭材の靱性に関しては, 硬化層深さ⁴⁾, 鋼材の焼入れ性⁵⁾, 表面炭素濃度⁶⁾, 粒界酸化層深さ⁷⁾, Ni, Cr, Mo などの合金元素⁸⁾, P, S のような不純物元素⁹⁾ などの影響について詳細な検討がなされてきた。しかしながら, 浸炭部品の低サイクル疲労による破壊形態をもとに影響因子を抽出し, それら因子の影響を系統的に検討した報告はみられない。

そこで, 自動車の差動歯車をもちいて浸炭材の低サイクル疲労試験をおこない, 破壊形態を詳細に観察し, 疲労強度を支配する材料因子を抽出した。さらに, 切欠き溝付きの円柱試験片をもちいて浸炭材の低サイクル疲労試験をおこない, P, Mo および硬度分布の影響について検討した。さらに, これら検討結果をもとに開発した高靱性浸炭用鋼の低サイクル疲労試験をおこなった。

1. 低サイクル疲労による破壊形態

浸炭処理した歯車の低サイクル疲労強度を支配する因子を明らかにするため, 差動装置に使われている歯車にて疲労試験を実施した。試験歯車は Cr-Mo 肌焼鋼をもちい, 熱間鍛造と機械加工にてモジュール 6.5, 圧力角 22.5° , 歯数 11 の傘歯車に加工し, 浸炭焼入れ・焼戻し

処理して製造した。写真 1 に 2.1×10^2 回の繰返し数で破壊した歯部の破損例を示す。

写真 1 (a) にみられる特徴は, 傘歯車の大端歯先部が塑性変形して歯幅が細くなっており, 大端歯先部で円周方向にき裂が観察されることである。写真 1 (b) の特徴は, ケースクラッシング (浸炭層の広範囲の剥離) の様相を呈していることである。浸炭層が剥離する直前の他の歯先部を観察した結果, 写真 1 (a) で観察された歯先部き裂が引き金となり, ケースクラッシングが発生していることがわかった。上記破損例以外にも, 歯幅

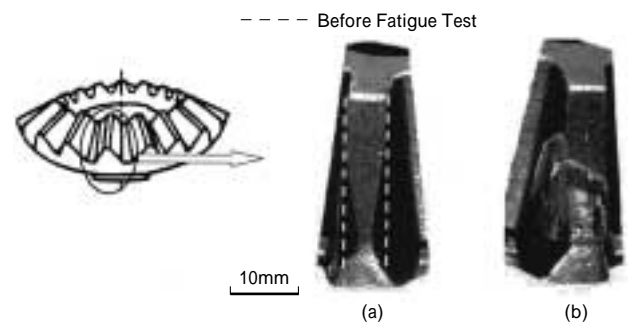


写真 1 耐久試験後の歯車の外観写真
Photo 1 Photograph of gear after fatigue test

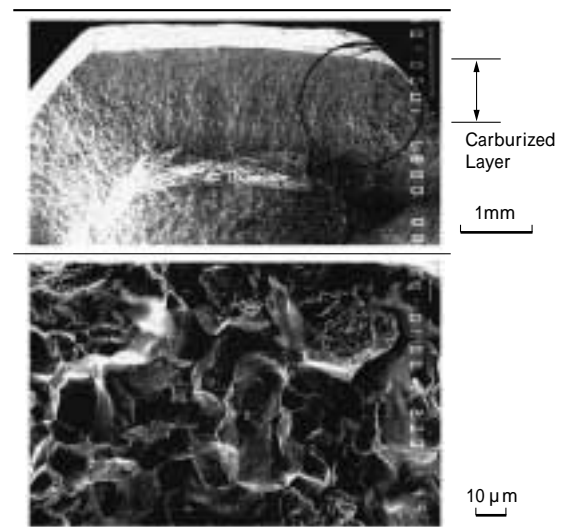


写真 2 SEM による破面観察
Photo 2 SEM photographs of the fatigue fractured surface

方向に圧壊しているもの、浸炭層が剥離した後に相手歯車との接触により摩滅した例もある。これらの破損は、いずれも写真1(a)、写真1(b)に示した破損が発生した後に生じたものである。

写真1(a)で観察された歯先部のSEMによる破面観察結果を写真2に示す。破面は浸炭表面を起点とした脆性破壊であり、ほぼ浸炭層全域にわたって進展している。起点部近傍は粒界破壊が主体であり、内部になるにつれ粒内破壊の割合が増えている。

以上の観察結果より、低サイクル疲労による傘歯車の破壊プロセスは、

- 1) 大端歯先部で塑性変形が生じ、
- 2) その結果生じる副次的な応力の影響も加算され、歯先部において、浸炭表面を起点とした脆性破壊によりき裂が発生し、
- 3) このき裂が拡大してケースクラッシングが発生したり、圧壊または摩滅が生じたりする

と推定された。これらプロセスによると、疲労寿命は塑性変形および脆性破壊のしやすさに支配され、その後の破損は短時間のうちに発生すると考えられる。浸炭材のような部材の塑性変形の大小は、表面硬さ、硬化層深さ、芯部硬さを総合した硬度分布特性に影響される。浸炭層の脆性破壊のしやすさは、浸炭材の靱性に支配される。以上、低サイクル疲労による破壊プロセスと影響因子について述べたが、これらの考え方を検証するために傘歯車の低サイクル疲労試験をシミュレートした簡易試験法を考案し、各因子の影響を定量的に検討した。

2. 実験方法

供試材として、焼入性や粒界強度を変化させるためC、Mn、Mo、Pなどの量を変化させた5種類のCr-Mo肌焼鋼をもちいた。化学成分組成を第1表に示す。第1表中のJ13はジョミニー試験における13mm位置の値であり、歯車の芯部硬さに対応した素材焼入性の指標である。これらの鋼のうち、A鋼はベース鋼(0.1%Mo鋼)であり、D鋼は高靱性浸炭用鋼(0.8%Mo-低P鋼)である。これらの鋼を真空炉で溶製し、直径20mmの丸棒に熱間加工した後、焼ならし処理した。

つぎに直径10mm、長さ10mmの丸棒に機械加工し、第1図に示すように軸方向に2カ所の切欠き溝(形状係数 $\lambda = 2.1$)を加工した。930℃で2.5hの浸炭を施したのち、芯部硬さを実歯車とそろえるために内径10、外形20mmの円筒治具に試験片を入れて820℃に再加熱し、油焼入れをした。焼戻しは170℃で2.5h実施した。

試験片の材質を第2表に示す。平均断面硬さは、表面から芯部までの硬さを面積に対応させて重み付き積分し、全断面積で割ることにより求めた。低サイクル疲労試験は定格荷重60tonの油圧サーボ型疲労試験機で圧縮荷重($P_{min}/P_{max} = 0$)を加えておこなった。上記の試験片形状を決めるにあたり、直径と高さを変え、以下の条件を満足するように寸法を設定した。

歯車耐久試験と負荷方向に対するき裂発生方向が同

第1表 供試材の化学成分組成と素材焼入性
Table 1 Chemical compositions and hardenability

Steel	Chemical Compositions					J13 HRC
	C	Mn	P	Cr	Mo	
A	0.23	1.11	0.015	1.27	0.10	37
B	0.17	0.90	0.003	1.17	0.40	30
C	0.18	0.76	0.003	1.13	0.79	35
D	0.23	0.73	0.005	1.16	0.82	38
E	0.25	1.29	0.004	1.30	0.12	42

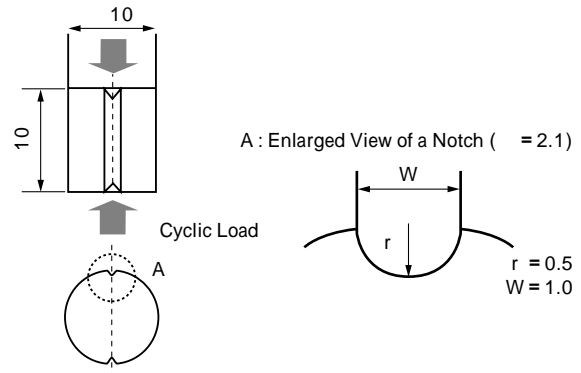
第2表 浸炭処理後の材質特性
Table 2 Characteristics of carburized cases

Steel	Surface Hardness HV	Core Hardness HV	Effective Case Depth mm	Average Hardness HV	
A	0.1%Mo	757	442	0.86	712
B	0.4%Mo-low P	786	321	0.71	555
C	0.8%Mo-low P	788	365	0.77	607
D	0.8%Mo-low P	791	427	0.89	680
E	0.1%Mo-low P	731	464	0.94	740

Average Hardness :

$$HV_{av} = \frac{1}{a^2} \int_0^a HV(r) 2r dr$$

$HV(r)$: Hardness
 a : Radius mm
 r : Distance from Center mm



第1図 疲労試験片の形状および負荷方向
Fig. 1 Fatigue test specimen

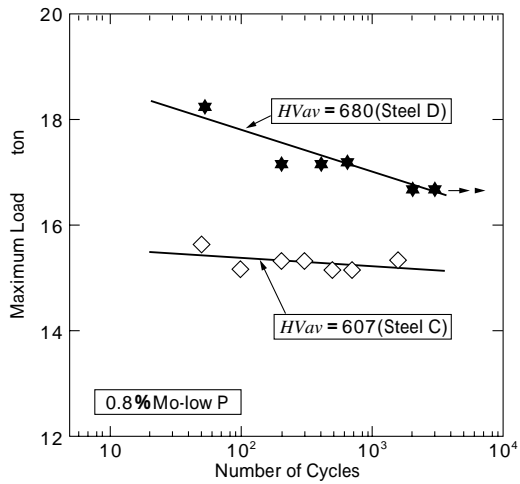
- じ。負荷方向は第1図に示す。
歯車耐久試験と破壊プロセスが同じ。
歯車試験後と圧縮試験後の破面形態が同じ。

3. 実験結果と考察

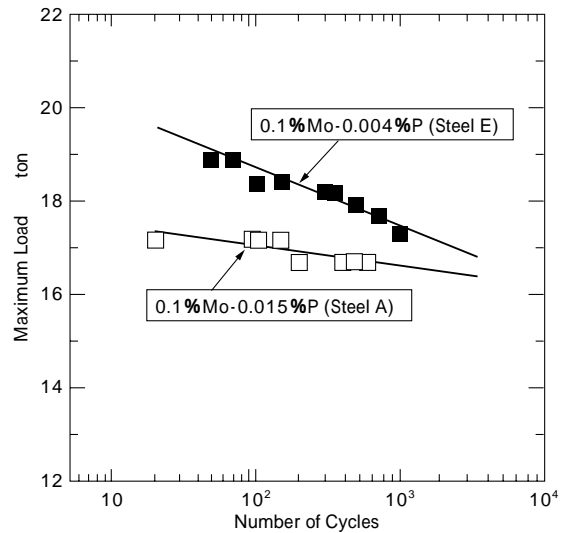
3.1 平均断面硬さの影響

Mo量、P量がほとんど同等で、平均断面硬さ(HV_{av})に差異のあるC鋼($HV_{av} = 607$)とD鋼($HV_{av} = 680$)の低サイクル疲労試験結果を第2図に示す。疲労強度は平均断面硬さが高いD鋼が高い。D鋼の平均断面硬さが高いのは、焼入性が高いことにより芯部硬さがC鋼より62HV高く、有効硬化層深さもC鋼より0.12mm深いためである。

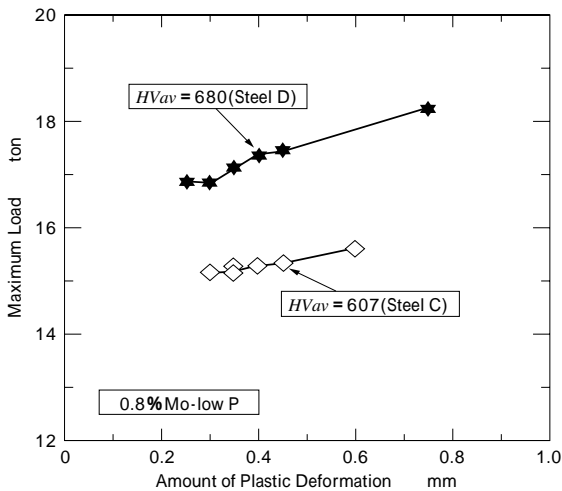
本疲労試験では歯車の場合と同様、破壊に先立って塑性変形が生じてから荷重がかかる方向と平行に切欠き溝底の浸炭表面よりき裂が発生している。塑性変形量を疲労試験前後の試験片高さ変化から測定した結果を第3図に示す。塑性変形量が0.4mmになる負荷荷重を比較すると平均断面硬さが高いD鋼は平均断面硬さが低いC鋼より約2.2ton(約14%)高い。平均断面硬さを高くすることにより、塑性変形を抑えて低サイクル疲労強



第2図 低サイクル疲労強度に及ぼす平均断面硬さの影響
Fig. 2 Effect of average hardness over the cross section on low cycle fatigue strength



第4図 低サイクル疲労強度に及ぼすPの影響
Fig. 4 Effect of phosphorus content on low cycle fatigue strength



第3図 負荷荷重と塑性変形量の関係
Fig. 3 Relation between load and amount of plastic deformation in low cycle fatigue test

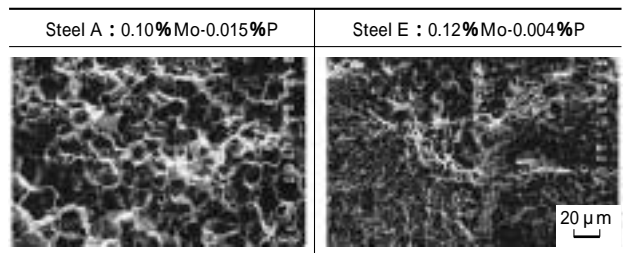


写真3 SEMによる破面観察
Photo 3 SEM photographs of the fatigue fractured surface

試験結果を第4図に示す。疲労強度はP量が少ないE鋼が高い。破壊起点部の破面観察結果を写真3に示す。P量が多いA鋼は粒界破壊主体の破面であるが、P量を低減したE鋼では粒界破壊の割合が減少し、粒内破壊主体の破面になっている。

粒界のPの偏析状況を確認するためにP量の異なる浸炭材(0.021%P材, 0.002%P材)を真空中で脆性破壊させ、オージェ電子分光分析装置で分析をおこなった。分析結果を写真4に示す。P量が多い0.021%P材の粒界で0.035%のPが測定され、粒界にPが偏析している

度を向上できることが明らかになった。

3.2 Pの影響

Mo量, 平均断面硬さがほぼ同等で, P量に差があるA鋼(0.015%P)とE鋼(0.004%P)の低サイクル疲労

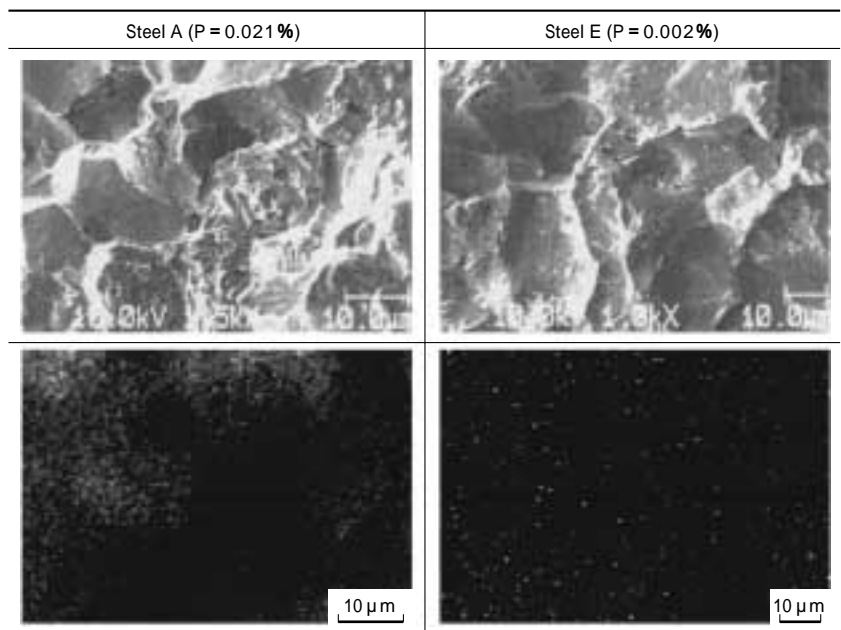


写真4 疲労破面のオージェ電子分光面分析
Photo 4 Fractured surface in case region by AES
(P concentration of grain boundary
: 0.021%P steel = 0.035%P
: 0.002%P steel = 0.002%P)

ことがわかった。いっぽう、P量が少ない0.002%P材の粒界で測定されたP量は0.002%であり、偏析は認められなかった。P量が多い場合は、浸炭材でも粒界にPが偏析することがわかった。浸炭材の粒界にPが偏析することはすでに報告されているが、ここでも確認することができた¹⁰⁾。P量を低減すると疲労強度が高くなるのは、粒界に偏析して粒界を脆化させるP量が減り、脆性破壊しにくくなったためと考えられる。

3.3 各因子の効果

各因子の単独の効果を定量的に抽出するため、 10^2 回の疲労強度と平均断面硬さの関係を整理した結果を第5図に示す。この図より求めた 10^2 回での疲労強度に対する平均断面硬さ、P量、Mo量の影響を以下に示す。疲労強度の向上割合はベースを14tonとして算出した。

平均断面硬さを100HV高めることにより疲労強度が約2.7ton(約19%)高くなる。

P量を0.015%から0.004%に低減することにより疲労強度が約0.9ton(約6%)高くなる。

Mo量を0.1%から0.4%に増量すると約0.5ton(約3.5%)、0.1%から0.8%に増量することにより疲労強度が約1ton(約7%)高くなる。

写真5にMoによる浸炭層の靱性を調べるためにおこなったシャルピ衝撃試験片の破面を示す。Mo量が0%では粒界破壊が主体であるが、Mo量を0.8%にすると粒界破壊の割合が減少し、粒内破壊主体の破面になっている。Moの増量添加で浸炭層の靱性が上がることは、これまで報告されているが⁸⁾、本研究の結果、低サイクル疲労強度そのものに効果があることを確認した。

3.4 耐久試験結果

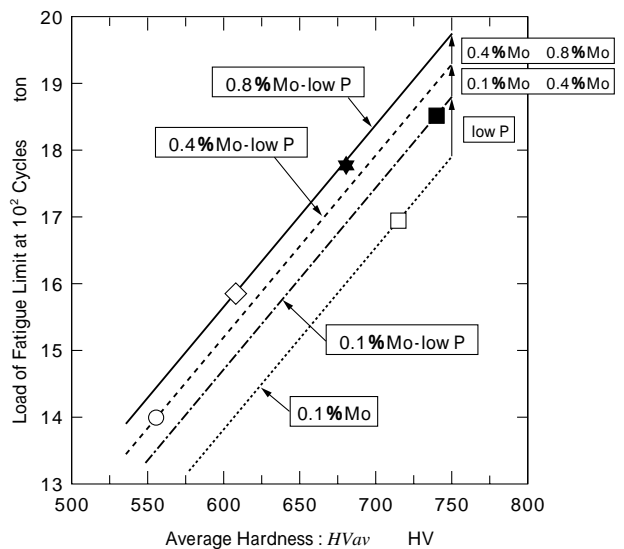
高靱性鋼(D鋼:0.8%Mo+低P鋼)で傘歯車を製作して耐久試験を実施した結果を第6図に示す。比較鋼としてベース鋼(A鋼:0.1%Mo)をもちいた。試験に供した歯車の諸元は、1章で述べた歯車と同様である。高強度鋼の疲労強度は、 10^2 回で比較した場合、ベース鋼の1.2倍であった。また疲労寿命は6倍に向上した。

むすび=浸炭処理した差動歯車の低サイクル疲労による破壊形態を観察した。さらに、低サイクル疲労強度を支配する材料因子について検討をおこない、以下のことが明らかになった。

- (1) 平均断面硬さを高くすることにより、疲労試験時の塑性変形を抑えて低サイクル疲労強度を向上することができる。
- (2) P量低減とMo増量により浸炭層の靱性が向上し、低サイクル疲労強度が向上する。

これらの結果をもとに高靱性浸炭用鋼を開発し、耐久試験で低サイクル疲労強度が1.2倍に向上することを確認した。歯車の高強度化のニーズは高く、今後、普及することが期待される。

最後に、本研究を進めるにあたり、ご協力いただいた三菱自動車工業㈱に厚く感謝の意を表します。



第5図 平均断面硬さと低サイクル疲労強度の関係
Fig. 5 Relation between average hardness over the cross section and low cycle fatigue strength

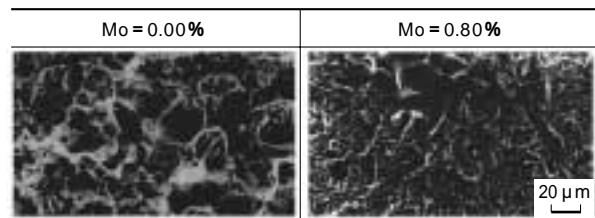
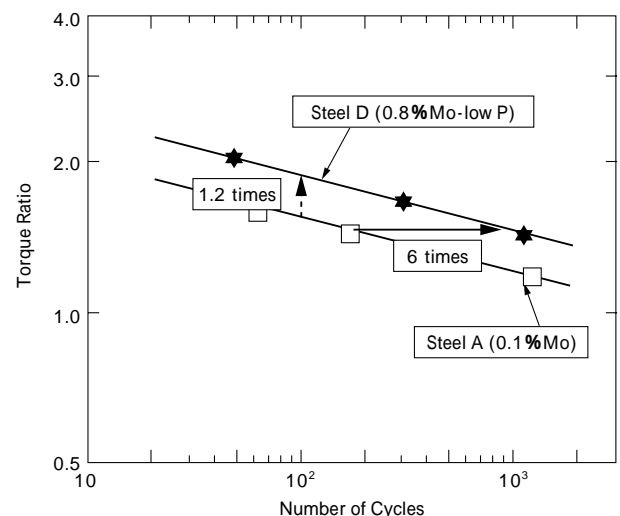


写真5 SEMによる破面観察
Photo 5 SEM photographs of the fatigue fractured surface



第6図 ユニット耐久試験結果
Fig. 6 Result of unit endurance test

参考文献

- 1) 中村守文ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.42, No.1(1992), p.11.
- 2) Y. Miwa et al.: SAE Technical Paper Series, 880666 (1988)
- 3) Coffin L. F. Jr.: Proc. Institution of Mech. Engrs. p.109.
- 4) 柄川尚慶ほか: 熱処理, Vol.19 (1979) p.256.
- 5) K. Funatani: Trans. JIM, Vol.9 (1968) p.1025.
- 6) 結城 普ほか: 熱処理, Vol.11 (1971) p.174.
- 7) 並木邦夫ほか: 電気製鋼, Vol.51, No.1 (1988) p.5.
- 8) D. E. Diesburg et al.: Metal Progress, June (1979) p.35.
- 9) 並木邦夫ほか: 鉄と鋼, Vol.72, No.15, (1986) p.1527.
- 10) G. Krauss: Met. Trans. 9A, Vol. 9A (1978) p.1025.